



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:
И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, А. И. Сулима

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

РЕСУРС СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

<i>Походня И. К., Марченко А. Е., Явдошин И. Р., Скорина Н. В., Фольборт О. И.</i> Обоснование системы раскисления и микролегирования наплавленного металла электродов для сварки и ремонта мостовых и транспортных конструкций	3
<i>Кузьменко Г. В., Кузьменко В. Г., Галинич В. И., Липисий В. И., Нестыкайло В. В.</i> Новая технология восстановления направляющих поверхностей буксового проема боковой рамы тележки грузового вагона модели 18-100	14
<i>Позняков В. Д., Кирьяков В. М., Гайворонский А. А., Клапатюк А. В., Шишкевич О. С.</i> Свойства сварных соединений рельсовой стали при электродуговой сварке	19
<i>Ющенко К. А., Савченко В. С., Яровицын А. В., Наконечный А. А., Настенко Г. Ф., Замковой В. Е., Белозерцев О. С., Андрейченко Н. В.</i> Разработка технологии ремонтной микроплазменной порошковой наплавки торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД авиационного двигателя	25
<i>Чвертко П. Н.</i> Контактная стыковая сварка стержневой арматуры классов А400С–А600С при строительстве конструкций из монолитного железобетона	30
<i>Аношин В. А., Илюшенко В. М., Минакова Р. В., Гречанюк Н. И.</i> Повышение ресурса электродов контактных машин при сварке оцинкованной стали	35
<i>Ажажа В. М., Лавриненко С. Д., Толстолицкая Г. Д., Пилипенко Н. Н., Бобров Ю. П., Свиначенко А. П., Аксенова А. Н.</i> Влияние геттерных добавок на водородное охрупчивание сварных соединений конструкционных материалов оборудования АЭС	39
<i>Походня И. К., Пальцевич А. П., Игнатенко А. В., Соломийчук Т. Г., Синюк В. С.</i> Влияние иттрия на перераспределение водорода и структуру металла швов при дуговой сварке высокопрочных сталей	47
<i>Неклюдов И. М., Борц Б. В., Лопата А. Т., Рыбальченко Н. Д., Сытин В. И., Александров В. А.</i> Разработка композитов на основе циркония и нержавеющей стали для изготовления переходников к конструкциям АЭС	52
<i>Недосека А. Я., Недосека С. А., Грузд А. А., Овсиенко М. А., Яременко М. А., Харченко Л. Ф.</i> Приборы для акустико-эмиссионного контроля и диагностирования сварных конструкций	58

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

По страницам журнала «Welding Journal», 2009, № 9, 10	63
---	----

ХРОНИКА

Международная конференция «Ti-2010 в СНГ»	67
С. С. Кучуку-Яценко — 80	69
Гуань Цяо — 75	71
ИНФОРМАЦИЯ	72

Avtomaticheskaya Svarka

№ 8 (688)
August 2010
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. Yushina

Electron galley:

I. R. Naumova,

I. V. Petushkov, A. I. Sulima

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

SERVICE LIFE of WELDED STRUCTURES

<i>Pokhodnya I. K., Marchenko A. E., Yavdoshchin I. R., Skorina N. V., Folbort O. I.</i> Justification of the electrode system for deoxidation and microalloying of deposited metal for welding and repair of bridge and transport structures	3
<i>Kuzmenko G. V., Kuzmenko V. G., Galinich V. I., Lipisij V. I., Nestykhailo V. V.</i> New technology for repair of bearing surfaces of axle-box openings in side frames of freight-car trucks modele 18-100	14
<i>Poznyakov V. D., Kiriakov V. M., Gaivoronsky A. A., Klapatyuk A. V., Shishkevich O. S.</i> Properties of rail steel welded joints in electric arc welding	19
<i>Yushchenko K. A., Savchenko V. S., Yarovitsyn A. V., Nako-nechny A. A., Nastenka G. F., Zamkovo V. E., Belozertsev O. S., Andreichenko N. V.</i> Development of the technology for micro-plasma powder cladding of flange platform faces of blades of high-pressure turbine aircraft engine	25
<i>Chvertko P. N.</i> Flash butt welding of reinforcing rods of A400S–A600S grades in construction of cast-in-situ reinforced concrete structures	30
<i>Anoshin V. A., Ilyushenko V. M., Minakova R. V., Grechanyuk N. I.</i> Extension of life of resistance machine electrodes for welding of galvanised steel	35
<i>Azhazha V. M., Lavrinenko S. D., Tolstolutskaia G. D., Pilipenko N. N., Bobrov Yu. P., Svinarenko A. P., Aksyonova A. N.</i> Effect of getter additions on hydrogen- induced embrittlement of welded joints on structural materials of NPP equipment	39
<i>Pokhodnya I. K., Paltsevich A. P., Ignatenko A. V., Solomijchuk T. G., Sinyuk V. S.</i> Effect of yttrium on redistribution of hydrogen and weld metal structure in welding of high-strength steels	47
<i>Neklyudov I. M., Borts B. V., Lopata A. T., Rybalchenko N. D., Sytin V. I., Aleksandrov V. A.</i> Development of zirconium- and stain-less steel-base composites for manufacture of adapters for NPP structures	52
<i>Nedoseka A. Ya., Nedoseka S. A., Gruzd A. A., Ovsienko M. A., Yaremenko M. A., Kharchenko L. F.</i> Instruments for acoustic emission monitoring and diagnostics of welded structures	58

BRIEF INFORMATION

Review of journal «Welding Journal», № 9/10, 2009	63
---	----

NEWS

International Conference «Ti-2010 in CIS»	67
S. I. Kuchuk-Yatsenko is 80	69
Guan Qiao is 75	71

INFORMATION	72
-------------------	----

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

По расчетам специалистов в Украине значительное количество эксплуатируемых конструкций, сооружений и машин отработали свой нормативный срок. В связи с этим особую актуальность приобретают вопросы управления эксплуатационной надежностью и долговечностью ответственных объектов путем определения их технического состояния, остаточного ресурса и установления научно обоснованных сроков эксплуатации.

Ниже представлена подборка статей по результатам выполненных в 2007–2009 гг. работ в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Ресурс», в которой принимали участие ученые и специалисты из 26 институтов восьми отделений НАН Украины.

Редакция

УДК 621.791.75.042

ОБОСНОВАНИЕ СИСТЕМЫ РАСКИСЛЕНИЯ И МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ СВАРКИ И РЕМОНТА МОСТОВЫХ И ТРАНСПОРТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Академик НАН Украины **И. К. ПОХОДНЯ**,
А. Е. МАРЧЕНКО, И. Р. ЯВДОЩИН, Н. В. СКОРИНА, кандидаты техн. наук,
О. И. ФОЛЬБОРТ, инж. (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Экспериментально обоснована система раскисления и микролегирувания металла шва, выполненного электродами, которые предназначены для сварки и ремонта мостовых и транспортных конструкций. Изложены основные характеристики электродов, разработанных с использованием этой системы.

Ключевые слова: дуговая сварка, конструкционные низколегированные стали, покрытые электроды, сварка и ремонт конструкций, система микролегирувания

Вторая общеевропейская конференция по вопросам транспорта в 1994 г. приняла программу развития континентальной транспортной сети, в соответствии с которой создается девять основных трансконтинентальных направлений грузоперевозок, получивших название «кипрские коридоры». Четыре из них пройдут по территории Украины. Занимая на этом пути центральное место в Европе, т. е. имея самый высокий фактор транзитности среди соседних европейских стран, Украина должна стать своеобразным мостом между Европой и Азией, благодаря которому существенно сократятся издержки на перевозки и время доставки продукции в системе международного обмена товарами. Утверждена программа создания и функционирования национальной сети международных транспортных коридоров в Украине [1].

Для осуществления этой программы предстоит модернизировать железные дороги с тем, чтобы

вывести их на уровень современных требований по скорости, длине и массе пропускаемых поездов, построить новые автомагистрали международного класса, соорудить множество мостов, тоннелей, транспортных переходов, а также 26 уникальных транспортно-складских терминалов.

Решение транспортных задач необходимо также в связи с проведением в Украине Европейского чемпионата по футболу в 2012 г. В Киеве и других городах Украины реконструируются городские и окружные автомагистрали, строятся мосты через Днепр, путепроводы и развязки на пересечениях наиболее интенсивных транспортных потоков. С этой целью будут задействованы заводы металлоконструкций, транспортного машиностроения, а также строительно-монтажные организации, интенсивно использующие сварочные технологии. В заводских условиях — это преимущественно механизированные процессы сварки. Однако часть работ, как правило, связанных со сваркой наиболее ответственных узлов конструкций и исправлением дефектов швов, в заводских условиях традиционно выполняют покрытыми электродами. В монтажных условиях для сварки боль-

шей части пространственных швов, которые по техническим причинам механизированными способами не могут быть сварены, обычно используют ручную дуговую сварку покрытыми электродами.

Эксплуатация мостовых и транспортных конструкций, сооруженных ранее, сопровождается текущими и капитальными ремонтами с целью поддержания их в надлежащем состоянии. После ликвидации единого народнохозяйственного комплекса СССР состояние основных фондов ключевых отраслей производства и межотраслевой производственной инфраструктуры в Украине и других странах СНГ постоянно ухудшается.

Для предупреждения возможных техногенных кризисов надзорные органы и созданный по инициативе правительства Украины общественный комитет «2005» в течение ряда лет осуществляют тщательный мониторинг безопасности конструкций, сооружений и машин, имеющих к ним непосредственное отношение. В поле зрения указанного мониторинга находятся железнодорожные и автотранспортные мосты, объекты морского и трубопроводного транспорта, транспортная инфраструктура в виде интер- и мультимодальных, а также терминальных систем, которые ни при каких обстоятельствах не должны стать узкими местами «кипрских коридоров», и др. Все перечисленные объекты создаются, поддерживаются в работоспособном состоянии и ремонтируются с применением сварочных технологий.

Сталь для мостовых и транспортных конструкций. Эволюция химического состава и свойств проката из конструкционных сталей приведена на рис. 1 [2, 3]. Для сооружения и ремонта мостовых и транспортных конструкций используются низколегированные кремнемарганцевые стали марок 09Г2С (класс С345) и 12Г2С (класс С375) по ГОСТ 19281–89, низколегированные (с хромом и никелем) стали марок 10ХСНД и 12ХСНД (класс С390) по ГОСТ 6713–91, среднелегированные (с молибденом) стали марок 14Г2АФ (класс С390), 16Г2АФ (класс С440) и 12ГН2МФАЮ (класс С590) по ГОСТ 19281–89.

В настоящее время металлургическая промышленность из сталей, требования к которым регламентируются межгосударственными стандартами, производит марки 09Г2С и 12Г2С. Производство сталей, относящихся к классам С390, С440, С590, фактически прекращено, поскольку ГОСТ 19281–89 допускал высокое содержание в них вредных примесей, что делало их склонными к хрупкому разрушению.

Стали 15ХСНД и 10ХСНД оказались слишком дорогими. К тому же выяснилось, что по чистоте, эксплуатационным свойствам и свариваемости они уже не соответствуют современным требованиям мостостроителей. В связи с этим потребление сталей этих марок к началу 1990-х годов резко сократилось, прокат из них в Украине сейчас производится в ограниченном объеме. В РФ их продолжают использовать в мостостроении. Конструкции, ранее сооруженные из указанных сталей, эксплуатируются по-прежнему и с этим следует считаться при выборе сварочных материалов для их ремонта.

Заводы Юга Украины наладили производство других марок сталей этого класса по своим техническим условиям. Мариупольский институт конструкционных материалов «Прометей» разработал ниобийсодержащие стали марок 06ГБ и 06Г2Б, которые соответствуют требованиям классов прочности С355–С490. Их производят в соответствии с ТУ У 14-16-150–99 и поставляют в виде листов толщиной от 8 до 50 мм. При этом разные режимы термообработки проката обеспечивают четыре уровня его прочности ($\sigma_B \geq 450, 490, 540$ и 590 МПа соответственно $\sigma_T \geq 355, 440, 440$ и 490 МПа) при практически одинаковых показателях пластичности и ударной вязкости. Гарантируются также требуемые Z-свойства и сплошность на уровне класса 0.

Сталь марки 09Г2СЮч поставляется согласно ТУ У 322-16-127–97 в листах толщиной от 8 до 40 мм, ее механические свойства в зависимости от толщины листа и способов термообработки обеспечиваются в сле-

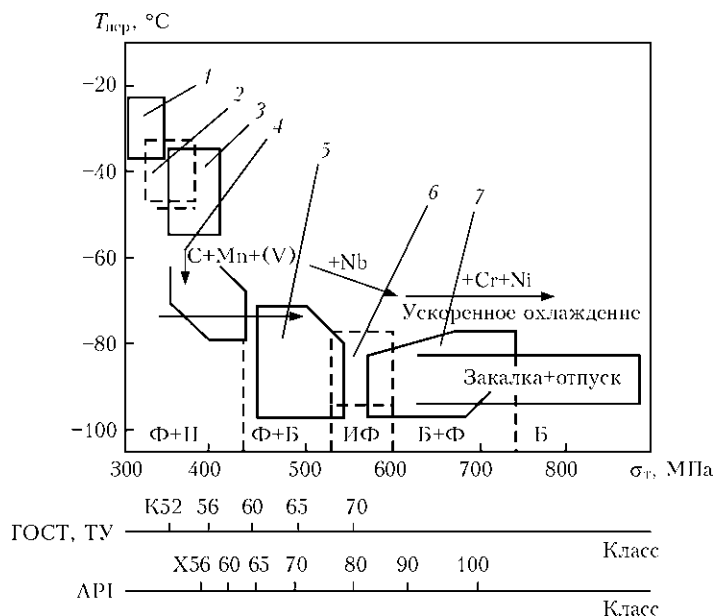


Рис. 1. Эволюция свойств проката из конструкционных сталей в зависимости от химического состава и технологии его производства: 1 — сталь Ст3 (1950-е гг.); 2 — сталь Ст3 + Ti (1960-е гг.); 3 — сталь 09Г2 (1960-е гг.); 4 — сталь 13Г1 + (Si, Ti) (1965–1970 гг.); 5 — сталь 10Г2 + (V, Nb, Ti) (1970-е гг.); 6 — сталь 09Г2 + (Nb, Ti, B) (1980-е гг.); 7 — сталь 09Г2 + (Cr, Ni, V, Nb); Ф — феррит; Б — бейнит; ИФ — игольчатый феррит

дующих пределах: $\sigma_T = 325...450$ МПа; $\sigma_B = 480...570$ МПа; $\delta_5 = 19$ %; $KCU \geq 29$ Дж/см² и $KCV \geq 29$ Дж/см² при температуре $-40...-70$ °С.

Указанные марки стали отличаются разной свариваемостью. Наименьшее значение углеродного эквивалента, рассчитанного по формуле МИСа, имеет сталь 06Г2Б, а наибольшее — стали 09Г2СЮч и 10ХСНД. При использовании последней для производства сварных конструкций действительно возникают технологические проблемы, которые отмечают авторы работы [4]. При сварке стали 06Г2Б можно ожидать проблемы со свариваемостью, связанные с наличием в ней ниобия. Изложенные соображения подтверждают результаты исследований свариваемости сталей 10ХСНД и 09Г2СЮч в сравнении с молибденсодержащей сталью марки 06Г2Б [5]. Установлено, что наиболее высокой сопротивляемостью замедленному разрушению характеризуется сталь марки 06Г2Б. В остальных двух марках сталей нужный показатель сопротивляемости замедленному разрушению обеспечивается только при концентрации водорода в наплавленном металле, не превышающем 7 мл/100 г. На повышение концентрации водорода сильнее реагирует сталь 10ХСНД. На основании результатов проведенных исследований сталь марки 09Г2Б рекомендована для применения в мостостроении [6].

Изготовление транспортных конструкций традиционно ориентируется на использование проката из низколегированных сталей марок 09Г2С толщиной не более 20 мм.

Сварочные электроды. Мостовые и транспортные сварные конструкции работают в весьма неблагоприятных эксплуатационных (ударные, динамические и вибрационные нагрузки, атмосферная коррозия) и климатических условиях (отрицательные температуры зимой достигают в Украине -40 °С, а за ее пределами — еще ниже). Их аварийный выход из строя может привести к существенным техническим, экономическим и экологическим издержкам. Следовательно, качество швов и надежность сварных соединений должны соответствовать достаточно высоким требованиям.

В соответствии с нормативной документацией для сооружения и ремонта мостовых и транспортных конструкций рекомендуются электроды низководородного класса типа Э42А и Э50А (ГОСТ 9467–75). Во избежание технологических дефектов сварка должна выполняться электродами, имеющими высокие сварочно-технологические свойства.

В российских нормативных документах предусматривается применение электродов УОНИ-13/45 и УОНИ-13/55, а также электродов марок МТГ, первоначально разработанных для строительства трубопроводов. Их производство по лицензиям европейских фирм освоено Сычевским

Таблица 1. Сварочные материалы для ручной дуговой сварки мостовых конструкций [7]

Марка стали (класс прочности)	Тип и марка электродов для ручной дуговой сварки
<i>Тавровые, угловые и нахлесточные соединения</i>	
15ХСНД 15ХСНДА 09Г2СД 12Г2СБД (345)	Э46А — УОНИИ-13/45 Э50А — УОНИИ-13/55 Э50А — МТГ-02
10ХСНД 10ХСНДА (390)	Э46А — УОНИИ-13/45 Э50А — УОНИИ-13/55 Э50А — МТГ-02
<i>Стыковые соединения</i>	
15ХСНД 15ХСНДА 09Г2СД (345)	Э50А УОНИИ-13/55 МТГ-01К МТГ-02 МТГ-03

электродным заводом (РФ). Типы и марки электродов приведены в табл. 1.

В отечественной практике для сварки мостовых и транспортных конструкций из углеродистых и низколегированных сталей главным образом применяются электроды УОНИ-13/45 и УОНИ-13/55, разработанные 70 лет тому назад и уже не отвечающие современным требованиям. Основные недостатки электродов типа УОНИ-13:

- нестабильность механических свойств металла шва, главным образом ударной вязкости при низких температурах. Порог хладноломкости металла швов, выполненных этими электродами, составляет от -30 до -40 °С;
- невысокие сварочно-технологические свойства (швы формируются с усилением, плохая отделимость шлаковой корки, повышенное разбрызгивание, возможность выполнения сварки только на постоянном токе);
- низкая технологичность при изготовлении, проявляющаяся в склонности обмазочной массы к затвердению и неравномерному истечению из головки электродаобмазочного пресса при нанесении покрытия на стержень;
- повышенная гигроскопичность покрытия.

При разработке новых электродов для сварки мостовых и транспортных конструкций была поставлена задача исключить недостатки, свойственные электродам типа УОНИ-13. Одна из главных задач — обеспечение высокой ударной вязкости металла швов при отрицательных температурах, вплоть до -60 °С.

Выбор и экспериментальное обоснование системы раскисления металла шва. В покрытиях большинства марок низководородных электродов используется газо- и шлакообразующая система $\text{CaCO}_3\text{--CaF}_2\text{--SiO}_2\text{--TiO}_2$, в которой сварочно-техно-

логические свойства электродов и эффективность защиты расплавленного металла регулируются соотношением $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ и толщиной покрытия.

Отечественные разработки низководородных электродов типа Э42А и Э50А по ГОСТ 9467–75 традиционно ориентированы на комплексную систему раскисления металла шва марганцем, кремнием, титаном и алюминием, который содержится в виде сопутствующего элемента в ферротитане (до 8 %). Титан и частично алюминий, отличающиеся большим сродством к кислороду, в комбинации с марганцем и кремнием должны, по мнению разработчиков электродов, обеспечить высокие механические свойства вследствие глубокого раскисления металла шва, а также его благоприятный структурно-фазовый состав, который формируется в условиях термического цикла сварки.

Известно, что в низколегированных швах структура металла шва включает феррит различной морфологии (аллотриоморфный в виде прослоек по границам бывших аустенитных зерен, полигональный, пластинчатый, игольчатый и речный) с участками второй фазы, которая состоит из карбидов, мартенсита, бейнита, остаточного аустенита или их смеси [8–10].

Границы разориентированных отдельных пластинок и реек феррита являются малоугловыми. Мелкие же и равномерно распределенные в пределах каждого зерна структурные элементы игольчатого феррита образуют высокоугловые границы, более благоприятные с точки зрения стойкости против хрупкого разрушения [10–12]. В такой структуре трещина в ходе разрушения вынуждена чаще менять направление продвижения, при этом сопротивление разрушению существенно возрастает. По этой причине металл швов, в структуре которых преобладает игольчатый феррит, характеризуется более высокими показателями ударной вязкости, в том числе при низкой температуре.

Высокая хладостойкость металла шва достигается, если образующаяся одновременно с игольчатым ферритом вторая фаза имеет не хрупкую, а пластичную природу.

Влияние легирующих элементов на структуру и свойства металла швов объясняется следующим образом. Марганец обеспечивает высокие показатели прочности и ударной вязкости швов. Оптимальным является содержание марганца 1,4...1,6 мас. % [13–15]. При этом в структуре металла шва достигается наибольший выход игольчатого феррита.

С возрастанием содержания кремния от 0,2 до 0,9 мас. % объемная доля игольчатого феррита в наплавленном металле также возрастает. Но при этом увеличивается количество и ухудшается морфология второй фазы — цементитные пленки и островки бейнита и перлита замещаются мартен-

ситом и аустенитом [16], что приводит к снижению уровня ударной вязкости. Оптимальные показатели ударной вязкости металла, раскисленного кремнием и марганцем, обеспечиваются при содержании марганца 1,4...1,6 мас. % и кремния 0,2...0,4 мас. %.

Влияние титана на структуру и механические свойства металла швов рассмотрено в работах [17–19] и др. Их авторы отмечают положительное влияние титана на ударную вязкость металла шва, сваренного с использованием низководородных электродов. Однако называемое разными авторами оптимальное содержание титана в металле шва колеблется в довольно широких пределах в зависимости от наличия и соотношения других легирующих элементов. При этом не ясно, почему титан не всегда обеспечивает ожидаемую высокую вязкость швов, выполненных с использованием электродов УОНИ-13, и, как правило, не обеспечивает ее, если сварка ведется электродами с покрытием, существенно отличающимся по соотношению основных шлакообразующих материалов от электродов типа УОНИ-13.

Большая часть цитированных выше результатов металлургических исследований была получена в условиях металлургических сварочных систем, надежно «закрытых» от окружающего воздуха. В покрытии электродов, которые применяли в исследованиях, как правило, использовали идеальные раскислители (титан вместо ферротитана, металлический марганец вместо ферромарганца), которые в реальных производственных условиях не встречаются. Из публикаций трудно уяснить, насколько высока степень робастности найденного баланса микролегирующих элементов по отношению к изменению вещественного состава покрытия, включая его способность эффективно защитить расплавленный металл от окружающего воздуха.

Авторами выполнены экспериментальные исследования системы раскисления и микролегирования металла шва на основе марганца, кремния и титана в покрытии низководородных электродов, предназначенных для сварки мостовых и транспортных конструкций. С этой целью изготовлены и испытаны опытные электроды, основу покрытий которых составляли мрамор, плавленый шпат, рутил (или кварцевый песок). Общее содержание главных газошлакообразующих (CaCO_3 и CaF_2) и металлических составляющих покрытий (ферросплавы с железным порошком), а также соотношение между ними приведены в табл. 2.

Раскислителями служили ферросплавы промышленного изготовления: электропечной среднеуглеродистый ферромарганец (88 мас. % Mn), ферросилиций (гранулированный с 15 мас. % Si, или кусковой с 45 мас. % Si), а также ферротитан (35 мас. % Ti, 5 мас. % Si и 8 мас. % Al). Суммар-

Таблица 2. Основа покрытий, размерные и технологические показатели опытных электродов

Серия электродов	Массовая доля в покрытии, %				Показатели электродов			
	CaCO ₃	CaF ₂	CaCO ₃ /CaF ₂	Металлические составляющие	D/d	K _{м.п.} , %	K _{ш.з.} , %	τ _{к.з.} , мс
2М	51,0	18,0	3/1	22...24	1,50	35	25	7,5
3М	51,0	18,0	3/1	24...28	1,50	—	—	—
2Т	26,0	26,0	1/1	35...46	1,55...1,60	45	22	14,5
3Т	26,0	26,0	1/1	39...46	1,55...1,60	—	—	—
R	26,5	22,5	1,2/1	44...46	1,65	55	25	10,5

Примечание. K_{м.п.} — коэффициент массы покрытия; K_{ш.з.} — коэффициент шлаковой защиты; τ_{к.з.} — длительность коротких замыканий.

ная массовая доля ферросплавов и железного порошка в покрытии изменялась от 22 до 44 %.

Долю ферросплавов, рутила или кварцевого песка в покрытии электродов серий 2М, 3М, 2Т и 3Т регулировали таким образом, чтобы при планируемом повышении содержания титана в наплавленном металле по возможности не изменялось содержание марганца и кремния в пределах каждой серии электродов. В то же время долю ферромарганца в покрытии электродов серии 3М и 3Т преднамеренно задавали большей, чем в сериях 2М и 2Т.

В составе покрытий электродов серии R долю ферросплавов в покрытии рассчитали методом активного планирования эксперимента с использованием D-оптимального плана.

Железный порошок во всех сериях опытных электродов использовали в качестве балансового компенсатора. Диаметр электродов составлял 4 мм. Другие размерные и технологические показатели электродов приведены в табл. 2, а химический состав наплавленного металла — в табл. 3.

Как следует из табл. 2 и 3, в покрытиях серий М воспроизведена газшлакообразующая основа, размерные и технологические показатели покрытия электродов УОНИ-13. В них соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 3/1, поэтому имеют место высокий окислительный потенциал, достаточно эффективная защита расплавленного металла от воздуха и мелкокапельный перенос электродного металла. В покрытии электродов серии Т моделируются аналогичные показатели электро-

дов АНО-7, «Garant», а также многих марок электродов фирм ESAB, «Tyssen» и др. В их покрытии соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 1/1, в связи с чем его окислительный потенциал существенно меньше, а защитная способность металла от воздуха исходя из содержания в нем азота ниже. Перенос электродного металла крупнокапельный. В покрытии электродов серии R соотношение CaCO₃/CaF₂ составляет 1,2/1. В сравнении с электродами серии Т их металлургические и технологические характеристики существенно улучшены, а защитная функция покрытия находится на высоком уровне вследствие большей его толщины.

Содержание титана в наплавленном металле изменялось от 0 до 700 млн⁻¹, кислорода — от 240 до 530 млн⁻¹, азота — от 70 до 360 млн⁻¹ (табл. 3), т. е. кислород и азот наряду с марганцем, кремнием и титаном должны рассматриваться как элементы, активно влияющие на механические свойства, в том числе на пластичность металла шва.

Показатели прочности (σ_т и σ_в), а также пластичности (δ и KCV_т) металла многослойного шва исследовали на низкоуглеродистой стали толщиной 18 мм. Ниже анализируются лишь показатели KCV₊₂₀, полученные при испытании образцов с надрезом, который проходит через все слои шва.

Общие границы изменения содержания кислорода и азота иллюстрируются на рис. 2. Из рисунка видно, что массовая доля азота имеет тот же порядок значений, что и равновесная концентрация азота в железе, содержащем титан и кисло-

Таблица 3. Химический состав металла, наплавленного опытными электродами

Серия электродов	C	Mn	Si	O	N	Ti
2М	0,05...0,07	0,67...0,84	0,20...0,32	370...530	110...160	0...330
3М	0,07...0,09	1,38...1,73	0,37...0,52	280...500	110...150	0...420
2Т	0,04...0,06	0,87...1,32	0,28...0,41	270...390	130...360	10...640
3Т	0,06...0,07	1,17...1,34	0,33...0,42	260...320	130...240	20...700
R	0,04...0,06	0,75...1,75	0,25...0,90	240...360	70...130	80...520

Примечание. Содержание C, Mn, Si дано в мас. %, содержание остальных элементов — в млн⁻¹.

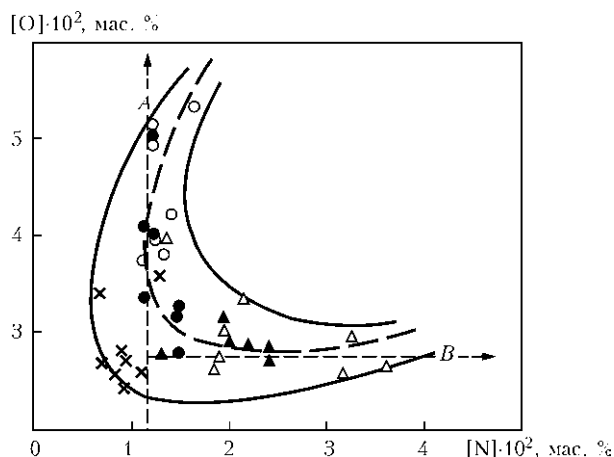


Рис. 2. Сравнение содержания кислорода и азота в металле, наплавленном опытными электродами, с покрытиями серий 2М (○), 3М (●), 2Т (△), 3Т (▲) и R (×)

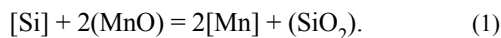
род. Однако в отличие от равновесной концентрации она, как показали наши анализы, не уменьшается, а возрастает по мере увеличения содержания титана в шва. Это косвенно подтверждает, что источником азота является воздух, из которого он поглощается титаном. Массовая доля кислорода на порядок превышает равновесную концентрацию кислорода в железе, раскисленном титаном, что характерно для металла, наплавленного дуговой сваркой плавлением. Основным источником кислорода при этом являются не успевшие удалиться в шлак неметаллические включения, которые образуются на стадии кристаллизации сварочной ванны. Точки, расположенные вдоль вертикали *A* на рис. 2, отражают результаты, полученные преимущественно при использовании электродов серий М ($[O]_{var}$ при $[N] = const$), а вдоль горизонтали *B* — результаты, полученные преимущественно при использовании электродов серий Т ($[N]_{var}$ при $[O] = const$). Приведенные данные подтверждают разную окислительную и защитную способность покрытий сравниваемых опытных серий электродов. Электроды серии R обеспечивают низкое содержание и кислорода, и азота в наплавленном металле, т. е. отличаются невысокой окислительной способностью покрытия (как у электродов серий Т) при его достаточно эффективной защитной способности от воздуха (как у электродов серий М).

Металл, наплавленный опытными электродами, по химическому составу можно отнести к системе Fe–Mn–Si–Ti–O–N. При этом титан является раскислителем, как кремний и марганец, и одновременно нитридообразующим элементом. В зависимости от условий защиты электродного металла от воздуха часть титана может быть связана в нитриды, другая — в оксиды.

Последствия указанной раздвоенности роли титана при анализе результатов KCV_{+20} нам удалось

выявить путем использования следующих приемов обработки экспериментальных результатов.

В основе системы раскисления сварных швов кремнием и марганцем лежит химическая реакция



Равновесное содержание кислорода в наплавленном металле можно рассчитать по уравнению [20, 21]

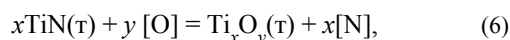
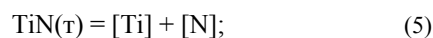
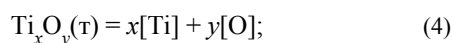
$$[O] = K_{Si-Mn} ([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}. \quad (2)$$

Температурная зависимость константы равновесия химической реакции (1) имеет вид

$$\lg K_{Si-Mn} = -\frac{15518}{T} + 6,01. \quad (3)$$

Параметр раскисления $([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}$ является комплексным, поскольку отражает влияние общего содержания марганца и кремния, а также их соотношения на остаточный кислород в наплавленном металле, который находится в виде неметаллических включений, образовавшихся на стадии охлаждения и кристаллизации сварочной ванны. Небольшое значение отрицательной экспоненты в параметре раскисления означает, что контроль кислорода в металле путем изменения содержания в нем марганца и кремния весьма ограничен по сравнению, например, с режимными параметрами сварки, а также свидетельствует о наличии других раскислителей и пр. Тем не менее он дает возможность оценить ту составляющую содержания кислорода, которая обусловлена комплексным раскислением металла шва кремнием и марганцем. Представив полученные нами результаты KCV_{+20} в зависимости от параметра раскисления, мы тем самым связываем их с содержанием кислорода, оставшегося в шве в результате реакции (1), а всю выявленную при этом картину считаем следствием действия других факторов (к примеру, титана, кислорода, не участвующих в реакции (1), и азота).

Система Fe–Ti–O–N, к которой приходим в результате исключения кислорода, который остается в наплавленном металле после раскисления его кремнием и марганцем, описывается тремя уравнениями:



где *t* — твердое состояние ингридиента [22, 23]. Заметим, что уравнение (6) получаем путем вычитания (5) из (4).

Для описания условий образования (разложения) нитрида в сплавах железа, содержащих, как в нашем случае, меньше 0,05 % титана, используют уравнения (4) и (6), которые характеризуют сродство титана и его нитрида к кислороду. Уравнение (6) в явном виде отражает связь между равновесными концентрациями азота и кислорода в железе в присутствии титана. С учетом очень низкой концентрации названных компонентов в термодинамических расчетах констант используют их концентрацию вместо активности, а зависимость констант от температуры, исходя из выявленной в экспериментах формы образующегося оксида Ti_2O_3 , предложено оценивать по уравнениям [22, 23]:

$$\lg K_4 = -\frac{55200}{T} + 16,4; \quad (7)$$

$$\lg K_5 = -\frac{19000}{T} + 6,48; \quad (8)$$

$$\lg K_6 = \lg [N]^x/[O]^y = \frac{14200}{T} - 3,44. \quad (9)$$

Уравнение (6) свидетельствует о том, что в расплавах, надежно защищенных от воздуха, TiN , как и титан в реакции (4), может являться раскислителем жидкой стали. Соотношение же $[N]^x/[O]^y$ по существу представляет собой константу равновесия реакции (6), зависящую от общей концентрации азота и кислорода и стехиометрических коэффициентов, которые в свою очередь определяются составом образующихся оксидов титана (TiO_2 , Ti_2O_3 или TiO) в зависимости от условий раскисления, а также от того, какой вклад в этот процесс наряду с титаном вносят марганец, а также кремний и алюминий, находящиеся в ферротитане.

Наконец, при рассмотрении системы $Fe-Ti-O-N$ нами был использован коэффициент несбалансированности азота титаном B_N . Его значения рассчитываются по фактическому составу наплавленного металла как доля азота, не связанного в нитриды титана, по формуле [24, 25]

$$B_N = 14/48[Ti] - [N]. \quad (10)$$

При этом алюминий не учитывали, поскольку он является более слабым нитридообразователем, чем титан, и в большей степени защищает его от окисления, чем от взаимодействия с азотом.

Из рис. 3, а следует, что значения ударной вязкости в зависимости от параметра раскисления можно распределить по трем группам. Для групп серий $V1$ и $V2$, в которые попали результаты, полученные при испытании электродов серий 3М, 2Т и 3Т (на рис. 2 преимущественно расположены соответственно вдоль вертикали A и горизонтали B), ударная вязкость металла шва изменяется в силу каких-то причин, не связанных с параметром раскисления $([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}$, а следовательно, и

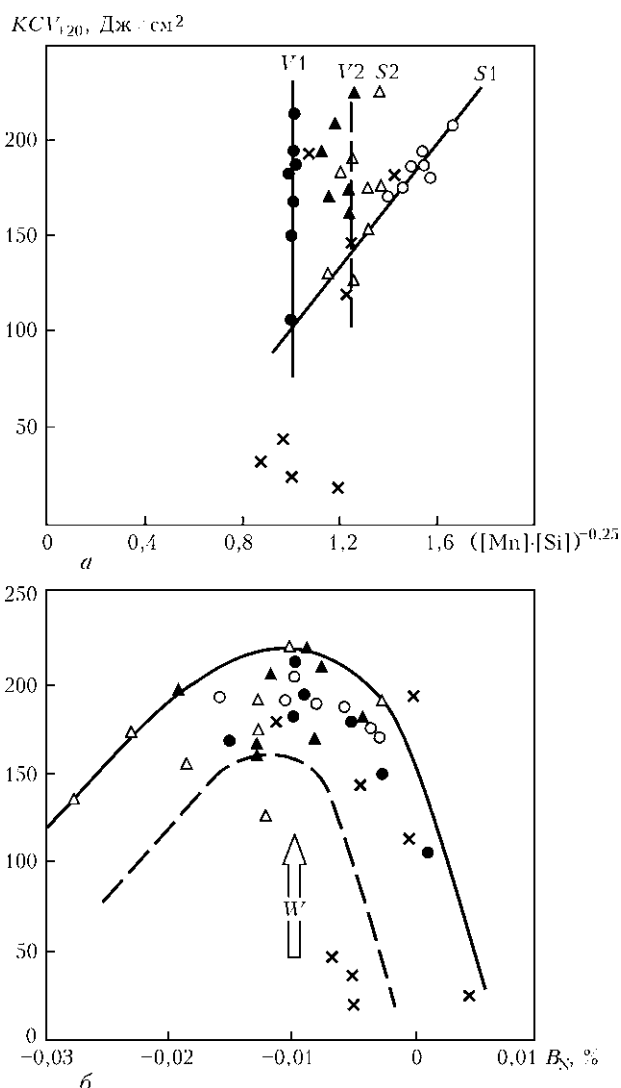


Рис. 3. Зависимость KCV_{+20} от параметра комплексного раскисления наплавленного металла марганцем и кремнием, $([Mn] \cdot [Si])^{-0,25}$ (а) и от показателя несбалансированности содержаний титана и азота в наплавленном металле B_N (б): $\circ$ — электроды серии 2М; $\bullet$ — 3М; Δ — 2Т; $\blacktriangle$ — 3Т; $\times$ — R

с кислородом марганцевых силикатов, содержание которых для каждой из этих групп, как и планировалось при постановке экспериментов, является постоянным. Указанные причины изменения ударной вязкости анализируются ниже. Для группы $S1$, в которую вошли преимущественно результаты, полученные при испытании электродов серий 2М и 2Т, ударная вязкость шва возрастает по мере увеличения параметра раскисления, а значит, при возрастании массовой доли кислорода, связанного в марганцевые силикаты. Причины такой зависимости в настоящей публикации не рассматриваются.

Приведенные на рис. 3 значения ударной вязкости шва в зависимости от коэффициента несбалансированности азота титаном образуют экстремальную область с максимумом при $B_N \approx -0,01$ %. Слева от максимума KCV_{+20} ее понижение следует

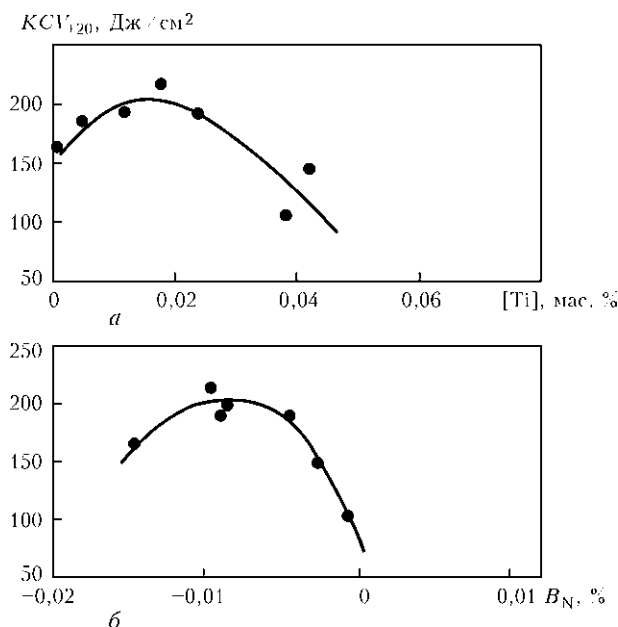


Рис. 4. Зависимость KCV_{+20} от содержания титана (а) и B_N (б) в металле шва, выполненного с использованием электродов серии опытов I1

считать следствием увеличения массовой доли азота в металле шва, не связанного в нитриды титана, а справа — массовой доли избыточного титана, который не связан в нитриды. Изменение ударной вязкости шва в области максимума достигает полутора кратной величины. Причины этого не связаны с балансом Ti–N, описываемым уравнением (10). Они также будут рассмотрены ниже.

Результаты опытов серии I1, казалось бы, можно объяснить, полностью исключив из рассмотрения влияние азота на ударную вязкость вследствие его низкого содержания. Раскисление металла шва титаном осуществляется по реакции (4), т. е. достаточно принять во внимание влияние на KCV_{+20} изменения концентрации титана и кислорода, оставшегося в металле шва в квазиравновесии с кремнием и марганцем. Как следует из литературных данных, при оптимальном соотношении титана и кислорода должны образоваться неметаллические включения, которые облегчают зарождение и обеспечивают наибольший выход игольчатого феррита — структурной сос-

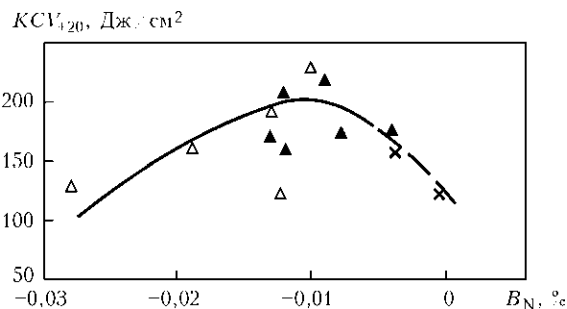


Рис. 5. Зависимость KCV_{+20} от B_N в металле швов, выполненных с использованием электродов серии опытов I2

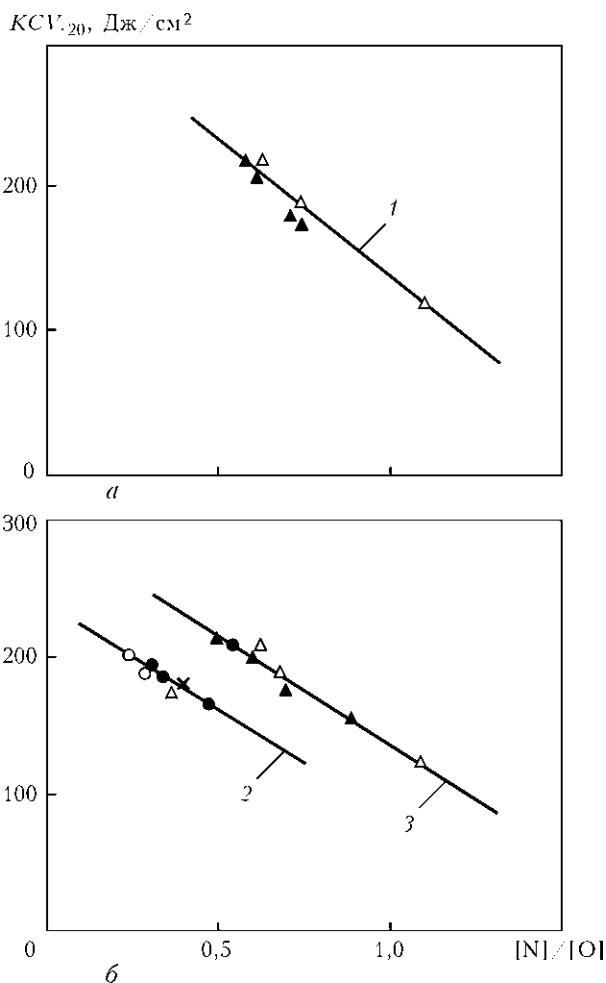


Рис. 6. Кривая $KCV_{+20} = f([N]/[O])$, полученная в серии опытов I2 (а) и W (б): 1 — $B_N = 0,0105$ %; 2 — $[N]_{cp} = 0,013$ %; $[O] = 0,04$ %; 3 — $[N]_{cp} = 0,02$ %; $[O]_{cp} = 0,03$ %

тавляющей, ответственной за высокую ударную вязкость низколегированного шва. Из рис. 4, а следует, что максимальная KCV_{+20} имеет место при 0,018...0,020 мас. % Ti, что хорошо согласуется с данными, опубликованными другими авторами. Этот оптимум реализуется во всех современных разработках электродов, близких по составу покрытия к электродам УОНИ-13/55. Справа от максимума KCV_{+20} влияние этого благоприятного фактора, видимо, подавляется, помимо всего, еще и слишком большим упрочнением металла, вызванного титаном.

В то же время показатель несбалансированности B_N тоже можно использовать как аргумент для представления результатов опытов серии I1 (рис. 4, б), поскольку при столь низкой концентрации азота B_N эквивалентен содержанию титана в наплавленном металле, не связанного в нитриды.

Труднее по этой же схеме интерпретировать результаты, составляющие серию I2, которая представлена сериями электродов 2Т и 3Т, поскольку титан выступает здесь преимущественно как нитридообразователь. Из рис. 5 можно видеть, что экстремальный характер изменения ударной вязкости

Таблица 4. Механические свойства металла шва и наплавленного металла, полученные при использовании разработанных электродов

Диаметр электрода, мм	Сталь		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	KCV (Дж/см ²) при температуре, °С			
	Марка	δ , мм				20	-20	-40	-60
3	Ст3*	20	584	641	23	160	95	53	35
4	Ст3*	20	510	579	28	180	175	170	55
5	Ст3*	20	494	581	26	168	150	112	42
4	09Г2С	14	477	593	28	200	133	70	35
4	09Г2	14	513	606	27	187	133	113	98

* Наплавленный металл (вариант А по ГОСТ 9466–75), остальные образцы — металл шва (вариант Б по ГОСТ 9466–75).

имеет место, когда ее представить в зависимости от B_N . При этом в максимуме, как и на рис. 3, б, наблюдается существенное изменение KCV_{+20} при $B_N \approx \text{const}$, причина этого пока неясна.

Положим, что в серии опытов $I/2$ процесс раскисления металла шва осуществляется по реакции (6). Представим результаты KCV_{+20} , рассеянные в максимуме на рис. 5, в зависимости от соотношения $[N]/[O]$, которое является частным случаем константы равновесия химической реакции (6), когда стехиометрические коэффициенты приняты равными $x = y = 1$, поскольку действительный вид продуктов раскисления нам неизвестен. Как следует из рис. 6, а, зависимость $KCV_{+20} = f([N]/[O])$ описывается наклонной прямой, показывающей, что в случае недостаточной защиты расплавленного металла от окружающего воздуха, которое имеет место при использовании электродов серий 2Т и 3Т, включение титана в реакцию нитридообразования приводит к существенному ухудшению ударной вязкости металла шва. Наибольшее же значение KCV_{+20} имеет место в тех случаях, когда такая реакция исключена.

На рис. 6, б в такой же интерпретации изложены результаты опытов серии W , рассеянные в максимуме $KCV_{+20} = f(B_N)$ на рис. 3, б при $B_N \approx -0,01$. Видно, что значения KCV_{+20} распределе-

лись по двум уровням, каждому из которых соответствует свое содержание кислорода и азота. Хотя сравниваются разные по металлургической природе электроды, прямые параллельны друг другу и имеют наклон, одинаковый с кривой на рис. 5, когда концентрация кислорода в наплавленном металле сохранялась постоянной. Приведенные данные показывают, что изменение KCV_{+20} в максимуме на рис. 3, как и на рис. 5, также вызвано возрастанием соотношения $[N]/[O]$.

И оксиды, и нитриды титана, образующиеся на стадии кристаллизации сварочной ванны, рассматриваются в ряде литературных источников как центры зарождения игольчатого феррита при γ - α -превращении в процессе охлаждения металла шва. Приведенные результаты показали, что нитриды титана такими нуклеантами игольчатого феррита вряд ли могут быть. Образующиеся на последних стадиях кристаллизации нитриды титана, как свидетельствуют результаты ряда публикаций, высаживаются (в частности, как и сульфиды) на поверхность оксидных титановых включений и подавляют их способность стать центрами образования игольчатого феррита. Эта точка зрения кажется весьма правдоподобной, хотя и нуждается в более тщательном обосновании.

Поглощение влаги, %

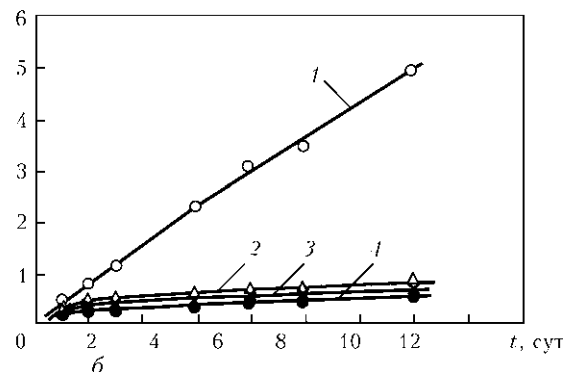
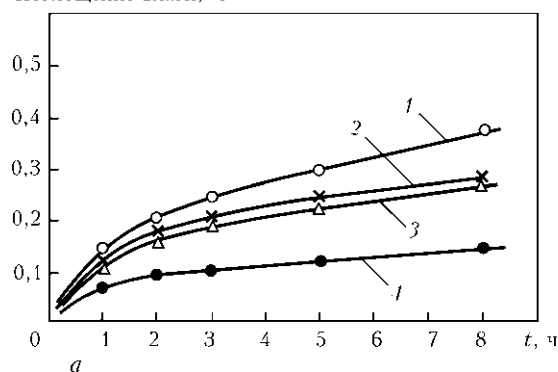


Рис. 7. Кинетика сорбции атмосферной влаги покрытием опытных электродов, полученная при продолжительности наблюдения t в течение часов (а) и суток (б) без добавок (1), с различными технологическими противогигросорбционными добавками (2–4)

Таким образом, основываясь на полученных нами результатах, следует полагать, что благоприятную роль титана в повышении ударной вязкости металла шва, полученного с применением низководородных электродов, можно усилить, улучшив эффективность защиты расплавленного металла от воздуха, например, путем увеличения толщины покрытия.

В условиях эффективной защиты можно повысить указанную роль титана, используя его в паре с бором. Находясь в металле в концентрации, на порядок меньшей, чем титан, бор сосредоточивается по границам аустенитных зерен и, по мнению некоторых специалистов, блокирует механизм зарождения зернограничного феррита, создавая тем самым условия для повышения выхода игольчатого феррита на оксититановых включениях внутри зерна. Как показали наши исследования, это приводит к существенному повышению ударной вязкости не только при комнатной, но и отрицательной температуре вплоть до -60°C [26].

Основные характеристики разработанных электродов. Для достижения хороших сварочно-технологических свойств электродов использована шлакообразующая система покрытия из мрамора, флюорита, рутила и полевого шпата (соотношение $\text{CaCO}_3:\text{CaF}_2 \approx 1:1$). Эта система обеспечивает хорошее формирование металла шва, легкую отделимость шлаковой корки, незначительное разбрызгивание металла.

Выбрана система микролегирования $\text{Ti} + \text{B}$ (содержание Ti составляет $250\text{--}350 \text{ млн}^{-1}$, B — $40\text{--}60 \text{ млн}^{-1}$) при оптимальном содержании Mn $1,2\text{--}1,6 \text{ мас. \%}$ и Si $0,2\text{--}0,4 \text{ мас. \%}$, что обеспечивает достаточно высокую хладостойкость металла шва. Относительно высокая основность газослаковой системы покрытия, а также применение комплексного раскисления и легирования электродного металла ($\text{Mn}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}$) уменьшают переход вредных примесей серы и фосфора из покрытия в металл шва.

Благодаря уменьшению содержанию мрамора в покрытии ($51 \text{ \% CaCO}_3$ в УОНИ-13 и $28 \text{ мас. \% CaCO}_3$ в новом электроде) удалось улучшить технологические свойства обмазочных масс вследствие ослабления протекания процесса взаимодействия мрамора с жидким стеклом и затвердевания обмазочной массы в головке пресса.

Механические свойства наплавленного металла и металла шва, полученные при использовании разработанных электродов, приведены в табл. 4.

На рис. 7 сравнивается гигросорбционная стойкость покрытия электродов с технологическими противогигросорбционными добавками и покрытия без технологической добавки. Видно, что под влиянием технологических добавок стойкость покрытий против поглощения атмосферной влаги возрастает до уровня, который предъявляется к

электродам с индексом высокой гигросорбционной стойкости покрытия (HMR).

Выводы

1. При сварке покрытыми электродами зона сварки не столь надежно защищена от окружающего воздуха, как при использовании других сварочных материалов. В этих условиях титан проявляет свойства не только раскислителя (как марганец и кремний), но и нитридообразователя. Такое «раздвоение» роли титана не позволяет в полной мере использовать его в качестве микролегирующего элемента для эффективного регулирования ударной вязкости металла шва.

2. Путем анализа литературных источников и результатов собственных исследований предложены условия использования системы легирования $\text{Mn}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}$ и микролегирования металла шва, выполненного низководородными электродами с различной газослаковой основой покрытия, которые способствуют повышению ударной вязкости металла шва. Установлено, что этого можно достигнуть путем повышения эффективности защиты зоны сварки от воздуха за счет увеличения соотношения $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ в покрытии и его толщины. В результате уменьшается вероятность образования нитридов титана с азотом, попадающим в зону сварки из окружающего воздуха.

3. Выбрано соотношение концентрации $\text{Mn}\text{--}\text{Si}\text{--}\text{Ti}$ в металле, наплавленном низководородными электродами с различным соотношением $\text{CaCO}_3/\text{CaF}_2$ в покрытии, при котором обеспечиваются хорошие сварочно-технологические характеристики электродов и высокая ударная вязкость металла швов.

4. В условиях эффективной защиты расплавленного металла от воздуха, комбинируя титан в качестве микролегирующего элемента с бором, можно дополнительно повысить ударную вязкость металла шва не только при комнатной, но и при отрицательной температуре вплоть до -60°C .

5. Изучена гигроскопичность покрытий электродов с противогигросорбционными технологическими добавками, установлено, что они существенно повышают стойкость покрытия электродов против поглощения атмосферной влаги.

6. Результаты проведенных исследований использованы при разработке низководородных электродов, предназначенных для сварки углеродистых и низколегированных сталей при изготовлении и ремонте мостовых и транспортных конструкций, взамен электродов УОНИ-13/55.

1. Про затвердження Програми створення та функціонування національної мережі міжнародних транспортних коридорів в Україні // Постанова Кабінету Міністрів України № 346 від 20 березн. 1998 р.
2. Лякишев Н.П. Конструкционные и некоторые функциональные материалы. Настоящее и будущее // Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 284–296.

3. *Лякишев Н.П.* Природный газ–металл–трубы // Пробл. современ. материаловедения. — 2000. — № 2. — С. 89–94.
4. *Жизняков С. Н., Конопатов В. С., Лялин К. В.* Причины образования дефектов в сварных соединениях металлоконструкций ККЦ Магнитогорского металлургического комбината // Монтажные и специальные строительные работы. Сер. Изготовление металлических и монтажно-строительных конструкций. — 1988. — № 11. — С. 1–5.
5. *Экономно-легированные высокопрочные стали для сварных конструкций* / Л. И. Миходуй, В. И. Кирьян, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 5. — С. 36–40.
6. *Ковтуненко В. А., Герасименко А. М., Годуляк А. А.* Выбор стали для ответственных сварных конструкций // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 32–37.
7. *СТО-ГК «Трансстрой»-005–2007.* Стальные конструкции мостов. Технология монтажной сварки. — М., 2007. — 158 с.
8. *Грабин В. Ф., Денисенко А. В.* Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. — Киев: Наук. думка, 1978. — 276 с.
9. *Cochane R. C.* Weld metal microstructures: A state-of-the-art rev. — S.I., [1982]. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1248–82).
10. *Levin E., Hill D. C.* Structure-property relationships in low C weld metal // Met. Trans. A. — 1977. — 8, N 9. — P. 1453–1463.
11. *Choi C. L., Hill D. C.* A study of microstructural progression in as-deposited weld metal // Welding J. — 1978. — N 8. — P. 232–236.
12. *Ricks R. A., Howell P. A., Darrite G.S.* The nature an acicular ferrite in HSLA weld metals // J. Mater. Sci. — 1982. — N 17. — P. 732–740.
13. *Evans G. M.* Effect of manganese on the microstructure and properties of all-weld metal deposits // Welding J. — 1980. — 59, N 3. — P. 67–75.
14. *Evans G. M.* Factors affecting the microstructure and properties of C–Mn all weld metal deposits. — S.I., [1981]. — 81 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-957–81).
15. *Abson D. J., Evans G. M.* A study of the manganese — oxygen system in low hydrogen MMA all-weld metal deposits. — S.I., [1989]. — 5 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IIA-770–89).
16. *Evans G. M.* The effect of silicon on the microstructure and the properties of C–Mn all-weld metal deposits // Oerlicon Schweißmittelungen. — 1986. — 44, N 110. — S. 19–33.
17. *Evans G. M.* The effect of titanium on the microstructure and properties of C–Mn all-weld metal deposits. — S.I., [1991]. — 24 p. (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-827–91).
18. *Sakaki H.* Effect of alloying elements on notch toughness of basic weld metals: Rep.: Effect of aluminium and titanium // J. Jap. Weld. Soc. — 1960. — 29, N 7. — P. 539–544.
19. *Nakano S., Shiga A., Tsuboi J.* Optimising the titanium effect on weld metal toughness. — S.I., [1975]. — 24 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-B-182–75).
20. *Wolsh R. A., Ramachandran S.* Equilibrium in the Fe–Mn–Si–O system // Transaction of the Metallurgical Society of AJME. — 1963. — 227, June, N 3. — P. 560–562.
21. *A model for the silicon — manganese deoxidation of steel weld metals* / O. Grong, T. A. Siewert, G. P. Martins, D. L. Olson // Metallurgical Trans. — 1986. — 17A, N 10. — P. 1797–1807.
22. *Гуревич Ю. Г.* Растворимость титана, кислорода и азота в жидком железе // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1972. — № 5. — С. 42–45.
23. *Гуревич Ю. Г.* Взаимодействие титана с азотом и углеродом в жидкой стали // Там же. — 1960. — № 6. — С. 59–67.
24. *Rittinger J., Fehervari A.* Mikrootvozo elemek hatasa szerkezeti acelok szivossagara // GEP XXVIII evfolyam. — 1976. — 7. — Szam. Julius. — S. 267–272.
25. *Fehervari A., Rittinger J.* Comments on Intern. Inst. of Welding. — 5 p. — (Doc. XII-B-98–71; Doc. XII-B-109–72).
26. *Явдошин И.Р., Походня И.К., Фольбоорт О.И.* Повышение хладостойкости сварных швов за счет оптимизации систем легирования и микролегирования при сварке покрытыми электродами низколегированных сталей повышенной и высокой прочности // Сб. докл. IV междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ «Сварочные материалы. Разработка. Технология. Производство. Качество. Конкурентоспособность», г. Краснодар, 18–21 июня 2007 г. — Краснодар, 2007. — С. 218–223.

The paper provides experimental substantiation of a system of deoxidation and microalloying of weld metal produced with electrodes which are designed for welding and repair of bridge and vehicle structures. The main characteristics of electrodes developed using this system, are described

Поступила в редакцию 18.04.2010

НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ НАПРАВЛЯЮЩИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ БУКСОВОГО ПРОЕМА БОКОВОЙ РАМЫ ТЕЛЕЖКИ ГРУЗОВОГО ВАГОНА МОДЕЛИ 18-100

Г. В. КУЗЬМЕНКО, инж., **В. Г. КУЗЬМЕНКО**, д-р техн. наук, **В. И. ГАЛИНИЧ**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. И. ЛИПСИЙ, **В. В. НЕСТЫКАЙЛО**, инженеры (ПКТБ ЦВ «Укрзалізниця»)

Описана технология электродуговой наплавки, основанная на использовании закладного электрода с каналами для подачи проволоки. Технология обеспечивает заданную толщину наплавленного слоя, качество формирования соответствует качеству поверхности литого металла и не нуждается в механической обработке. Разработаны сварочные материалы (плоский электрод и порошковая проволока), а также специальное оборудование.

Ключевые слова: электродуговая наплавка, закладной электрод, железнодорожные вагоны, оборудование для наплавки, материалы для наплавки, восстановление деталей, боковая рама тележки

Развитие современной техники характеризуется постоянным форсированием режимов эксплуатации машин и оборудования. В таких условиях большинство изделий машиностроения целесообразно изготавливать с износоустойчивым, антикоррозионным или жароустойчивым покрытием рабочих поверхностей. Повышение качества металла наиболее изнашиваемых поверхностей деталей и узлов возможно разными способами. Наиболее простой, доступный и дешевый из них — наплавка, которая обеспечивает экономию металла, улучшает показатели работы оборудования и машин, сокращает их ремонтные простои, способствует повышению производительности общественной работы.

На железнодорожном транспорте имеется значительное количество деталей, которые в процессе эксплуатации интенсивно изнашиваются. К ним можно отнести пару колесо–рельс, поверхности устройств для сцепления вагонов, детали и узлы тележек и др. Одной из таких деталей является боковая рама тележки грузового вагона модели 18-100, наиболее распространенного на территории стран СНГ и Балтии (рис. 1), поверхности буксового проема которой в процессе эксплуатации подвергаются интенсивной ударно-абразивной нагрузке. Боковая рама представляет собой крупногабаритную (размер 2413×654×620 мм, масса около 420 кг) литую конструкцию, изготовленную из низколегированной стали 20ГЛ или 20ГФЛ. Она является основным элементом тележки грузового вагона, который передает нагрузку на ось через буксы.

Направляющие поверхности буксового проема боковой рамы (по четыре поверхности размером 45×120...150 мм на каждый проем, или восемь поверхностей общей площадью около 500 см² на раму), согласно действующим нормам при износе не более 8 мм на сторону, подлежат восстановлению с обеспечением необходимой ширины буксового проема. Эти поверхности по существующей технологии наплавляются с помощью механизированной или ручной дуговой наплавки, которые не обеспечивают необходимого качества ремонта и производительности работы. В результате большое количество боковых рам вскоре снова нуждается в ремонте. В связи с этим актуальной является разработка такой технологии ремонта направляющих поверхностей боковой рамы, которая бы обеспечила их качественное восстановление и высокую износоустойчивость при высокой производительности наплавки.

Известно, что производительность наплавки можно повысить путем увеличения сварочного тока. При автоматической наплавке одной проволокой значение сварочного тока ограничивается сечением электрода и надежностью его контакта с токоподводом. Применение двух и более проволок снижает это ограничение, так как сечение электрода и площадь контакта с токоподводом увеличиваются, что позволяет увеличить и сварочный ток. Таким образом, автоматическая многоэлектродная наплавка оказывается эффективнее одноэлектродной. Увеличение количества электродов приводит также к качественным изменениям процесса их плавления, который переходит из непрерывного в импульсный. При этом уменьшается суммарное тепловложение и снижаются деформации, значительно (до 10...15 %) ограничивается глубина проплавления основного металла, на 25 % снижаются затраты электроэнергии



Рис. 1. Боковая рама двухосной тележки грузового вагона модели 18–100

на килограмм наплавленного металла, улучшается качество наплавленного слоя, а также его эксплуатационные характеристики [1]. В то же время многоэлектродная наплавка на форсированных режимах имеет существенный недостаток — удовлетворительное формирование наплавленного металла возможно лишь в нижнем положении.

Для разработки технологии восстановления направляющих поверхностей боковой рамы использовали принципиально новый электродуговой процесс сварки и наплавки, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на протяжении последних нескольких лет [2, 3]. Он заключается в использовании плоского электрода большого сечения с изолирующим покрытием, который предварительно вводится в промежуток между свариваемыми деталями (технология закладного электрода). Стальной сердечник электрода имеет продольные каналы, по которым в процессе его плавления подаются сплошные или порошковые проволоки, количество которых зависит от ширины электрода. При наплавке одну из деталей заменяют медным формирующим устройством. Таким образом, используется принцип принудительного формирования наплавленного металла, который разрешает применять этот процесс в положениях, отличных от нижнего, без существенного ограничения режима наплавки. Схема наплавки закладным электродом приведена на рис. 2, ее преимуществом по сравнению с существующими является возможность выполнения процесса электрической дугой, горящей параллельно наплавливаемой поверхности. При этом можно избежать прямого действия дуги непосредственно на поверхность основного металла и этим значительно уменьшить степень проплавления последнего. Кроме того, электродуговая наплавка закладным электродом позволяет получить довольно большие поверхности наплавки за один проход. Схема расположения плоского электрода параллельно поверхности наплавки и использование принципа принудительного формирования разрешает в определенных границах довольно точно задавать толщину наплавленного слоя (от 5 до 20 мм), используя соответствующие размеры

закладного электрода и формирующего устройства, а также регулируя зазор между последним и поверхностью основного металла.

При разработке технологии ремонта направляющих поверхностей боковой рамы приняли следующую последовательность операций:

при необходимости — ручная или механизированная наплавка направляющих поверхностей для обеспечения их размера по ширине (номинал 160^{+1}_{-2} мм);

механическая обработка изношенных направляющих поверхностей с обеспечением ширины буксового проема 346 мм;

автоматическая наплавка направляющих поверхностей с обеспечением номинального размера ширины буксового проема 335 мм.

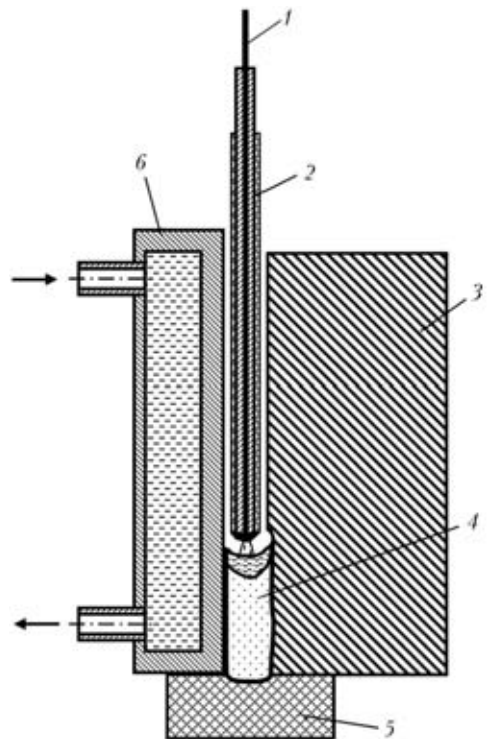


Рис. 2. Схема процесса электродуговой наплавки закладным электродом: 1 — сварочная проволока; 2 — закладной электрод; 3 — наплавливаемая деталь; 4 — наплавленный слой металла; 5 — подкладка; 6 — водоохлаждаемый кристаллизатор

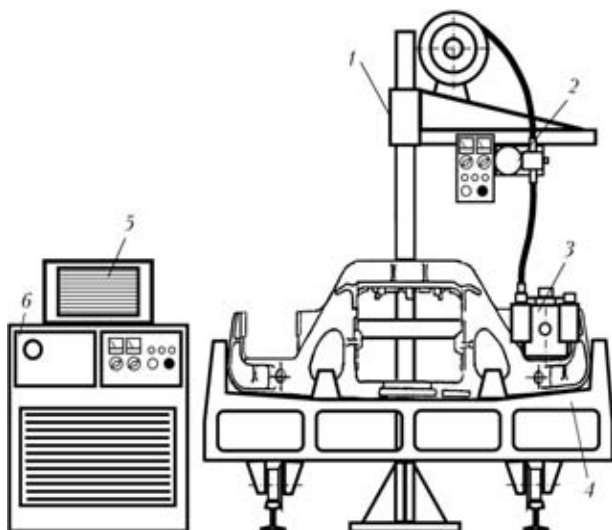


Рис. 3. Схема экспериментальной установки для наплавки направляющих поверхностей буксового проема боковой рамы тележки грузового вагона (обозначения см. в тексте)

При этой технологии отсутствует необходимость в механической обработке после наплавки, что повышает твердость наплавленного металла и может существенно увеличить межремонтный период и ограничить ремонтные затраты.

Для отработки техники и технологии наплавки специалистами ПКТБ ЦВ «Укрзалізниці» и ИЭС им. Е. О. Патона была разработана экспериментальная установка (рис. 3), в состав которой входят:

стапель для позиционирования и фиксации боковой рамы во время наплавки в положении «проемом вверх»;

блок кокилей 3, обеспечивающий качественное формирование направляющих поверхностей (кокили оснащены специальными приспособлениями для крепления закладных электродов и подвода к ним сварочного тока. Они смонтированы на каждом блоке напротив соответствующей поверхности, которая наплавляется и электрически изолированы от кокиля);

сварочный аппарат 2, предназначенный для подачи сварочных проволок в зону наплавки по продольным каналам в закладном электроде, состоит из механизма подачи сварочных проволок, который обеспечивает подачу трех проволок диаметром 1,6 мм со скоростью в пределах 30...200 м/ч, блока питания и управления, крепления кассет для сварочных проволок, гибких каналов для подачи проволок, кабелей питания и управления;

источник сварочного тока 6 — тиристорный выпрямитель ВДУ-1202;

автономный блок охлаждения кокилей 5.

Сварочный аппарат смонтирован на поворотной колонне 1, что обеспечивает наплавку всех



Рис. 4. Опытно-промышленная установка для наплавки направляющих поверхностей буксового проема боковой рамы тележки грузового вагона модели 18-100

направляющих поверхностей боковой рамы поочередно.

Установка, получившая индекс КТ-107 (рис. 4), была изготовлена и испытана на экспериментальном производстве ПКТБ ЦВ. Кроме того, там был также разработан и изготовлен специализированный станок для фрезерования направляющих и опорных поверхностей боковой рамы перед наплавкой.

Исходя из того, что толщина слоя наплавки в зависимости от степени износа направляющих поверхностей может изменяться в довольно широком диапазоне (5...10 мм) по экспериментальным данным была рассчитана доля участия основного, электродного металла и металла проволоки в наплавленном металле при разной толщине слоя наплавки и оптимальном режиме ее осуществления (600 А, 25 В). Как видно из рис. 5, в то время, как доля основного металла при изменении толщины слоя наплавки остается практически неизменной и составляет приблизительно 0,21...0,23, аналогичные показатели для электрода и проволоки изменяются в довольно широких пределах 0,2...0,39 и 0,38...0,57 соответственно. Поэтому для того, чтобы изменение толщины слоя наплавки не приводило к значительным колебаниям его химичес-

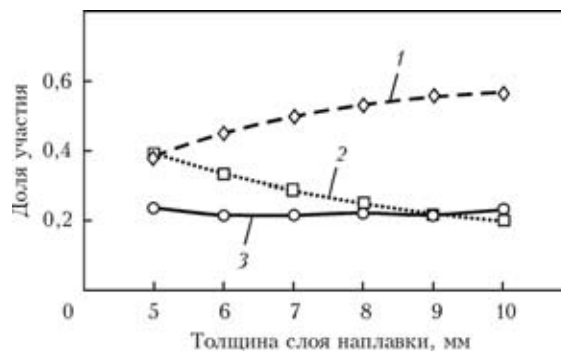


Рис. 5. Доля участия проволоки (1), электрода (2) и основного металла (3) в наплавленном металле в зависимости от толщины слоя наплавки

Химический состав материалов и их твердость

Объект исследования	Содержание элемента, мас. %						Твердость HB
	C	Si	Mn	V	S	P	
Закладной электрод АНПМ-40	0,12	0,23	0,78	—	0,018	0,023	—
Проволока ПП АНПМ-4	0,11	0,31	1,43	—	0,014	0,016	—
Металл боковой рамы (сталь 20ГЛ)	0,21	0,27	1,37	—	0,032	0,028	125...131
Металл боковой рамы № 2 (сталь 20ГФЛ)	0,23	0,33	1,39	0,011	0,035	0,032	154...165
Наплавленный металл № 1	0,14	0,26	1,26	—	0,021	0,023	135...143
Наплавленный металл № 2	0,13	0,25	1,32	—	0,019	0,020	139...147

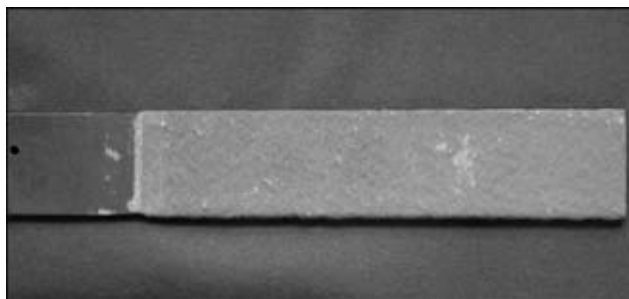


Рис. 6. Закладной электрод АНПМ-40 для наплавки направляющих поверхностей боковой рамы

кого состава и твердости, металл электрода и проволоки должны быть близкими по составу. Таким образом, легирование наплавленного металла для повышения его твердости необходимо осуществлять одновременно и в равном количестве через закладной электрод и сварочную проволоку.

Для наплавки направляющих поверхностей боковой рамы разработали специальный плоский закладной электрод АНПМ-40 с металлическим сердечником сечением 3×40 мм и длиной 250 мм с изолирующим покрытием толщиной 1 мм на каждую сторону (рис. 6). Таким образом, общая толщина электрода составляет 5 мм, что разрешает обеспечить толщину наплавки во всем необходимом диапазоне от 5 до 8 мм. Сердечник электрода изготавливается из холоднокатаной низкоуглеродистой стали марки 08 кп, а необходимое легирование наплавленного металла осуществляется через его покрытие, коэффициент массы которого составляет около 35 %. Для компенсации дефицита наплавленного металла и обеспечения его дополнительного легирования разработана также порошковая проволока марки ПП АНПМ-4 диаметром 1,6 мм.

На установке КТ-107 с использованием электродов АНПМ-40 и проволоки ПП АНПМ-4 были наплавлены образцы боковых рам. При режиме $I_{св} = 650$ А, $U = 26$ В время наплавки каждой поверхности составляет около 1,5 мин, что с учетом подготовительного времени позволяет достичь производительности до 8 боковых рам в смену.

Исследование наплавленного металла показало отсутствие в нем пор, трещин и шлаковых

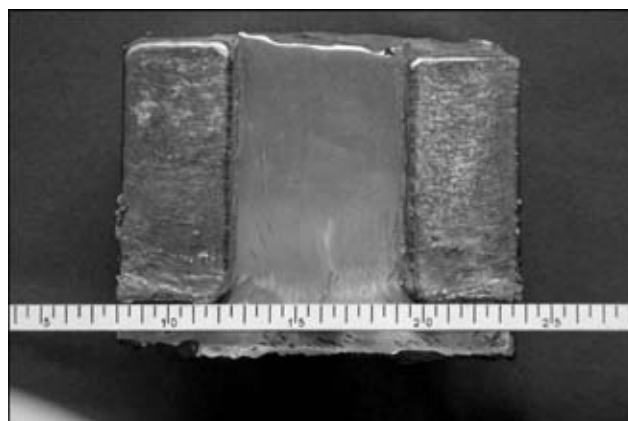


Рис. 7. Фрагмент боковой рамы с двумя наплавленными направляющими поверхностями

включений. Химический состав основного металла боковых рам, закладного электрода, проволоки, металла экспериментальных наплавки и их твердость приведены в таблице. Как видно из таблицы, твердость наплавленного металла находится на уровне аналогичного показателя основного металла боковой рамы. С целью повышения износостойкости боковых рам были наплавлены также образцы сварочными материалами, которые обеспечивают повышенную твердость наплавленного металла. Для этого в состав покрытия закладного электрода и в шихту порошковой проволоки были дополнительно введены ферросплавы (феррохром, ферромolibден, феррованадий и др.), что позволило получить твердость наплавленного металла на уровне HB 250...300.

Качество поверхности наплавленного металла соответствовало качеству литого металла и не требовало дальнейшей механической обработки. Фрагмент боковой рамы с двумя наплавленными поверхностями приведен на рис. 7.

Выводы

1. В ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана принципиально новая технология электродуговой наплавки изношенных поверхностей, основанная на использовании плоского покрытого электроизолирующим слоем электрода с каналами для подачи проволоки, которая предварительно

вводится в определенного размера зазор между наплавляемой поверхностью и специальным медным, водоохлаждаемым формирующим устройством (кокилем).

2. Совместно с ПКТБ ЦВ «Укрзалізниці» разработана и изготовлена опытно-промышленная установка КТ-107 для наплавки направляющих поверхностей боковой рамы тележки грузового вагона модели 18-100, которая включает специальное сварочное оборудование и стапель для позиционирования рам при наплавке. Кроме того, в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны специализированные сварочные материалы, в частности, плоский электрод АНПМ-40 и порошковая проволока ПП АНПМ-4.

3. На установке, размещенной на территории ПКТБ ЦВ «Укрзалізниці», проведено опытно-промышленное восстановление изношенных боковых рам с использованием новой технологии наплавки закладным электродом. Время, необходимое для наплавки одной рамы (8 поверхностей размером 45×50 мм), таково, что обеспечивается возможность восстановления до восьми рам за смену.

4. Новая технология наплавки обеспечивает предварительно заданную толщину слоя наплав-

ленного металла при соответствии качества его поверхности качеству отлитого металла и не нуждается в дополнительной механической обработке. Кроме того, путем дополнительного легирования наплавленного металла через покрытие закладного электрода и шихту порошковой проволоки можно обеспечить его повышенную твердость (*HB* 250...300), что может существенно увеличить износостойкость направляющих поверхностей боковой рамы.

5. Разработанные технология и оборудование для восстановления направляющих поверхностей буксового проема тележки грузового вагона модели 18–100 могут быть рекомендованы для внедрения на вагоноремонтных предприятиях «Укрзалізниці».

1. Меликов В. В. Многоэлектродная наплавка. — М.: Машиностроение, 1988. — 140 с.
2. Пат. 2219021 РФ, МКИ В32К 9.14, 35/36. Способ электродуговой сварки плавящимся электродом и электрод для его осуществления / В. Г. Кузьменко, Г. В. Кузьменко. — Оpubл. 20.12.2003.
3. Пат. 68361 Україна, МПК В23К 9/2. Спосіб електродугового зварювання плавким електродом та електрод для його здійснення / В. Г. Кузьменко, Г. В. Кузьменко. — Оpubл. 16.08. 2004.

Technology of electric arc hardfacing based on application of an embedded electrode with wire feed channels, is described. Technology ensures the specified thickness of the deposited layer, formation quality corresponds to cast metal surface quality, and it does not require machining. Welding consumables (flat electrode and flux-cored wire), as well as special equipment were developed

Поступила в редакцию 18.04.2010

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

Научное промышленно-коммерческое объединение «ТАТА» проводит в г. Приморске Запорожской обл. с 9.09 по 11.09.2010 г. форум на тему «Современные аспекты выплавки стали в электрометаллургии».

Тематика форума — черная и цветная металлургия. Литье

Тема форума — современные аспекты выплавки стали в электрометаллургии

Место проведения форума: пансионат «Березка»

Тел./факс: (0612) 12-56-34, 12-56-35, 12-56-36, 12-56-37, 12-56-38, 12-56-39

СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКЕ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, д-р техн. наук, **В. М. КИРЬЯКОВ**, **А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ**, кандидаты техн. наук,
А. В. КЛАПАТЮК, **О. С. ШИШКЕВИЧ**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований влияния термомеханических циклов сварки на структурные изменения, прочностные и пластические свойства металла ЗТВ сварных соединений рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 %. Исследовано влияние температуры предварительного подогрева и погонной энергии сварки на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ и образование холодных трещин в соединениях.

Ключевые слова: дуговая сварка, железнодорожные рельсы, сварные соединения, зона термического влияния, замедленное разрушение, холодные трещины

При изготовлении железнодорожных рельсов используют высокоуглеродистую кремниевомарганцовистую сталь с содержанием углерода 0,71...0,82 % и марганца 0,75...1,05 %. Введение в таких количествах марганца в рельсовую сталь в сравнении с углеродистой сталью резко снижает критическую скорость закалки и значительно повышает глубину ее термообработки. Поэтому сварка данного типа сталей связана со значительными трудностями, которые состоят в выработке мер по предупреждению возникновения кристаллизационных (горячих) и замедленных (холодных) трещин в металле шва и околошовном металле ЗТВ [1, 2].

Возникновение горячих трещин в металле шва происходит в результате увеличения содержания углерода при перемешивании его с основным металлом в процессе дуговой сварки. Повысить стойкость металла шва против горячих трещин можно за счет применения электродных материалов с пониженным содержанием углерода, сварки на режимах, обеспечивающих минимальное проплавление основного металла, а также при увеличении коэффициента наплавки [1]. При механизированных способах сварки лучших результатов достигают использованием проволок малого диаметра на прямой полярности и пониженных погонных энергиях.

Наибольшие трудности при сварке высокоуглеродистых сталей возникают вследствие образования холодных трещин в соединениях. Их образование обусловлено склонностью высокоуглеродистых сталей к закалке и соответственно определяется особенностями структурных превращений в металле ЗТВ под влиянием термомеханического цикла сварки. Особенно трудно предупредить возникновение холодных трещин, когда

соединение нельзя подвергнуть специальной термообработке сразу после сварки.

По основному показателю свариваемости стали, стойкости сварных соединений против образования холодных трещин высокоуглеродистая рельсовая сталь достаточно близка к высокопрочным среднелегированным сталям, содержание углерода в которых составляет 0,30...0,40 %. Значение показателей углеродного эквивалента для этих сталей приблизительно одинаково ($C_{\text{экв}} = 0,80...1,0 \%$) [2]. Поэтому для предупреждения образования холодных трещин в сварных соединениях рельсовой стали могут быть применены аналогичные технологические решения, как и при сварке среднелегированных сталей.

При исследованиях свариваемости среднелегированных сталей установлены наиболее эффективные способы предупреждения возникновения холодных трещин в металле ЗТВ соединений [2, 3]. К ним относятся регулирование термического цикла сварки и временных сварочных напряжений, применение сварочных проволок с низкой температурой плавления, снижение содержания диффузионного водорода в металле шва, применение дополнительных технологических приемов, таких, как предварительная наплавка кромок разделки соединения, специальная техника сварки и др.

Наиболее простым и доступным способом является регулирование термического цикла путем применения предварительного и сопутствующего подогревов соединения наряду с оптимальным выбором режимов сварки. Во многих случаях сварка среднелегированных углеродистых сталей при таком подходе позволяет практически полностью устранить опасность образования холодных трещин в соединении. Идеальным термическим циклом сварки считается такой, при котором не происходит перегрева металла в околошовном участке ЗТВ в результате его быстрого нагрева и охлаждения при температурах выше темпера-

Таблица 1. Скорость охлаждения в металле ЗТВ при механизированной сварке соединений рельсовой стали

$Q_{св}$, кДж/см	$T_{п.п}$, °C	$w_{6/5}$ *, °C/с
8,6	20	20...25
27,5	20	11...13
8,6	100	13...15
8,6	150	10...12
8,6	200	4,5...6,0
8,6	250	3,0...4,2

* Приведена скорость охлаждения после первого прохода.

туры A_{c_1} . Замедленное охлаждение ниже температуры A_{c_1} способствует развитию в околосварном участке перлитного и промежуточного превращений переохлажденного аустенита. При этом существенно уменьшается количество закалочных структур и сопротивляемость металла ЗТВ соединений замедленному разрушению повышается.

Что касается исследований свариваемости рельсовой стали, то такие данные ограничены. В основном они касаются проблемы повышения качества рельсов при их изготовлении, а также сварных соединений, выполненных контактным способом сварки [4–6].

Целью данной работы было изучение влияния термодиффузионного цикла сварки (ТДЦ) на формирование структуры, изменение прочностных и пластических свойств металла, сопротив-

ляемости металла ЗТВ замедленному разрушению и стойкости сварных соединений высокоуглеродистой рельсовой стали образованию холодных трещин.

На первом этапе исследований использовали метод имитации ТДЦ на базе установки МСР-75 с применением электронных программируемых устройств [7]. Структурные превращения в металле под действием ТДЦ исследовали методом термического дифференциального анализа. Использовали образцы размером 120×12×12 мм из рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 %, которые нагревали электрическим током (максимальная температура нагрева 1320 °C, скорость нагрева 220...250 °C/с, скорость охлаждения в интервале температур 600...500 °C составляла 3...22 °C/с). Исследуемый диапазон скоростей охлаждения наиболее характерен для стыковых соединений рельсовой стали размером 300×150×15 мм, выполненных механизированной сваркой в среде защитного газа проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм (табл. 1).

На рис. 1 приведена диаграмма превращения переохлажденного аустенита рельсовой стали, а на рис. 2 — характерные участки микроструктуры имитируемого металла ЗТВ. Видно, что превращение переохлажденного аустенита при скоростях охлаждения 10...22 °C/с происходит преимущественно в мартенситной области (рис. 2, а, б). Температура начала мартенситного превращения 220 °C. Твердость закаленного металла составляет HRC 60...65. Уменьшение скорости охлаждения в этом интервале не приводит к существенным изменениям в структуре. Дальнейшее замедление охлаждения ($w_{6/5} \leq 10$ °C/с) способствует уменьшению твердости металла, что связано с кинетикой распада аустенита. При скорости охлаждения 3...5 °C/с закалочные структуры отсутствуют, превращение в металле ЗТВ происходит преимущественно в перлитной области, а твердость металла понижается до HRC 35...40 (рис. 2, в).

Таким образом, в металле ЗТВ рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 % образование закалочных структур происходит при скоростях охлаждения выше 5 °C/с. Избежать условий закалки металла ЗТВ при сварке можно при применении предварительного подогрева соединений до 200 °C (табл.1). Учитывая, что содержание углерода в рельсовой стали может быть более высоким (до 0,82 %) и мартенситное превращение может протекать при более низких скоростях охлаждения ($w_{6/5} \leq 5$ °C/с), температура предварительного подогрева $T_{п.п}$ при сварке рельсов должна быть не менее 250...300 °C.

Прочностные и пластические свойства металла ЗТВ рельсовой стали оценивали стандартными методами. Для этого из имитационных заготовок изготавливали специальные образцы для испытаний

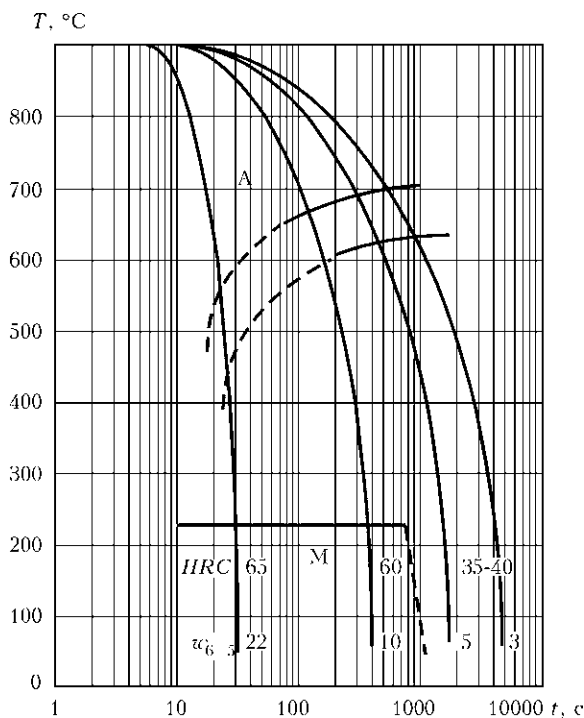


Рис. 1. Превращение переохлажденного аустенита в металле ЗТВ рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 % ($T_{max} = 1320$ °C; $t_{нагр} = 6$ с)

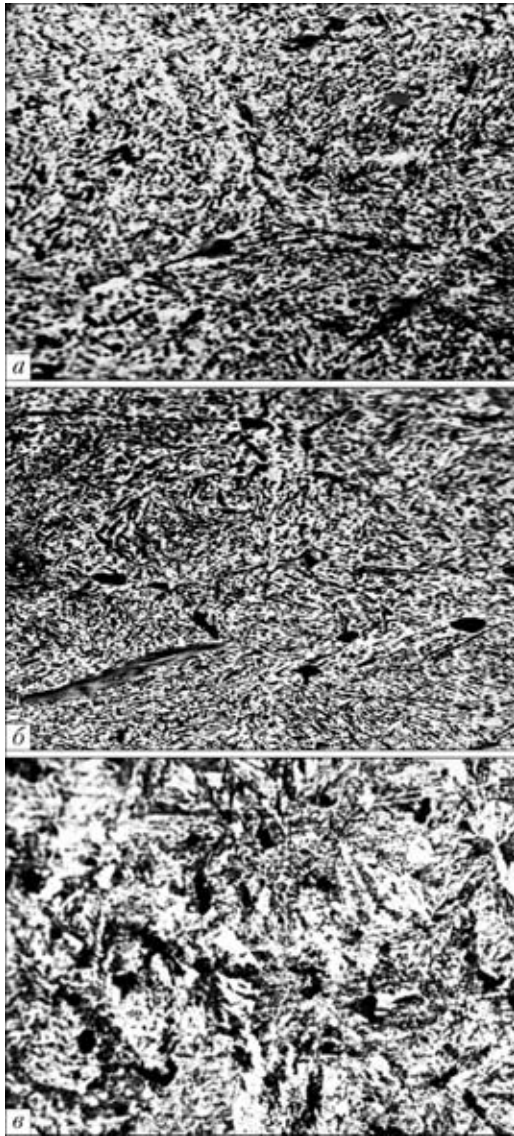


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 300$) металла ЗТВ рельсовой стали: а — $w_{6/5} = 22$; б — 10; в — 3 °C/c

металла на статическое растяжение (по ГОСТ 1497–84) и ударный изгиб (по ГОСТ 9454–78). Обобщенные результаты испытаний приведены в табл. 2.

Как видно, при больших скоростях охлаждения, когда превращение переохлажденного аустенита идет преимущественно в мартенситной области, в металле ЗТВ соединений формируется структура закаленного металла с повышенными свойствами прочности и низкой пластичностью. Такой металл имеет низкую деформационную способность, а соответственно и повышенную склонность к замедленному разрушению. Улучшить пластические свойства металла ЗТВ можно путем замедления охлаждения сварных соединений. При уменьшении скорости охлаждения $w_{6/5} \leq 5$ °C/c показатели пластичности металла повышаются в 1,5...2 раза.

Очевидно, что вследствие низкой пластичности металла ЗТВ рельсовой стали релаксация нап-

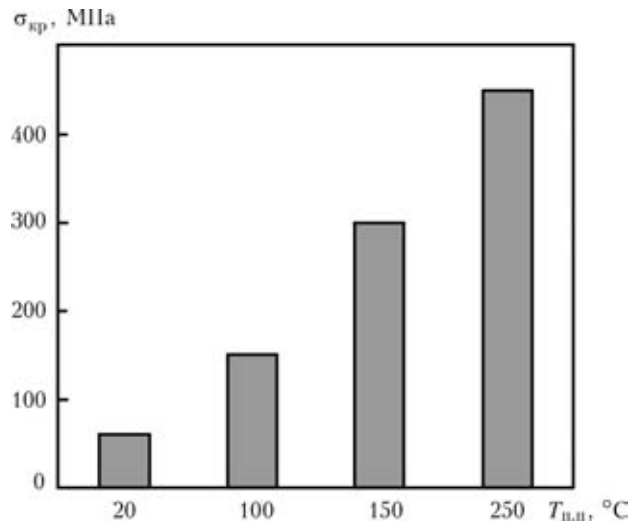


Рис. 3. Влияние температуры предварительного подогрева на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений рельсовой стали при сварке проволокой Св-08Г2С ($Q_{св} = 8,6$ кДж/см)

ряжений в соединении будет затруднена. Поэтому при сварке рельсов без применения предварительного подогрева избежать образования холодных трещин в соединениях практически невозможно. При низких скоростях охлаждения ($w_{6/5} \leq 5$ °C/c) превращение аустенита идет с формированием более пластичных структур, но и с достаточно высоким уровнем прочности. Такой металл более способен к микропластическим деформациям, и сопротивляемость замедленному разрушению соединений должна быть сравнительно более высокая.

Количественную оценку сопротивляемости однопроходных сварных соединений рельсовой стали замедленному разрушению выполняли по методу «Имплант» [2]. В ходе экспериментов использовали цилиндрические образцы-вставки диаметром 6,0 мм без винтового надреза. На рис. 3 и 4 представлены результаты исследований сопротивляемости однослойных сварных соединений рельсовой стали замедленному разрушению.

Из приведенных данных видно, что при обычных условиях сварки проволокой Св-08Г2С на погонной энергии $Q_{св} = 8,6$ кДж/см без применения предварительного подогрева ($T_{п.п.} = 20$ °C) металл ЗТВ соединений имеет очень низкий уровень сопротивляемости замедленному разрушению. Критические напряжения разрушения $\sigma_{кр} = 60$ МПа,

Т а б л и ц а 2. Механические свойства металла ЗТВ рельсовой стали с содержанием углерода 0,72 %

$w_{6/5}, ^\circ\text{C/c}$	$\sigma_r, \text{МПа}$	$\sigma_b, \text{МПа}$	$\delta_5, \%$	$\psi, \%$	$KCU_{+20}, \text{Дж/см}^2$
5	830	1120	7,7	21,4	6,7
10	880	1250	5,0	12,6	6,2
22	920	1280	4,7	12,6	5,8

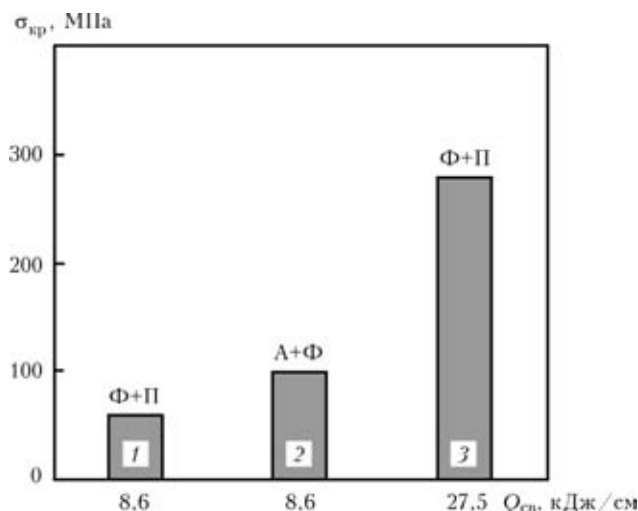


Рис. 4. Влияние погонной энергии сварки и типа металла шва на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений рельсовой стали: $T_{пп} = 20$ (1, 2) и 250 °C (3)

что составляет всего $0,07\sigma_T$. Предварительный подогрев до 250 °C способствует повышению сопротивляемости металла ЗТВ замедленному разрушению более чем в 7 раз ($\sigma_{кр} = 0,55\sigma_T$). При предварительном подогреве до 300 °C замедленного разрушения образцов «Имплант» не наблюдалось.

Увеличение погонной энергии сварки до $27,5$ кДж/см ($T_{пп} = 20$ °C) также способствует повышению сопротивляемости соединений замедленному разрушению. При этом уровень $\sigma_{кр}$ составляет 280 МПа. Сварка на данной погонной энергии положительно влияет на изменение структуры металла ЗТВ, что сравнимо со сваркой на погонной энергии $8,6$ кДж/см при предварительном подогреве до 150 °C. При обоих вариантах сварки скорость охлаждения в соединениях (см. табл. 1) и сформированная структура металла околошовного участка ЗТВ приблизительно одинаковы. Поэтому однослойные сварные соединения разрушаются приблизительно при одном уровне нагружения.

Применение предварительного подогрева при сварке замедляет охлаждение. При этом в металле ЗТВ соединений рельсовой стали формируются более пластичные структуры. Это, как известно, способствует развитию локальных микропластических деформаций в закаленном металле ЗТВ, в результате чего процессы релаксации напряжений протекают более интенсивно и сопротивляемость сварных соединений замедленному разрушению существенно повышается [8, 9].

При сварке проволокой Св-08Х20Н9Г7Т (А+Ф) на погонной энергии $8,6$ кДж/см без предварительного подогрева ($T_{пп} = 20$ °C) критические напряжения разрушения составляют всего 100 МПа. Это немного выше, чем при аналогичных условиях сварки ферритно-перлитной проволокой Св-08Г2С (Φ+П), но существенно ниже

уровня $\sigma_{кр}$, который обеспечивается применением предварительного подогрева металла до температуры 250 °C.

Известно, что при сварке высокопрочных легированных сталей с содержанием углерода до $0,40$ % аустенитно-ферритный металл шва положительно влияет на формирование структуры металла ЗТВ. С применением данных материалов можно значительно повысить сопротивляемость соединений замедленному разрушению [2, 3]. Однако при использовании таких швов при сварке высокоуглеродистой рельсовой стали, вследствие формирования в металле ЗТВ малопластичных структур при высоких скоростях охлаждения, существенного повышения сопротивляемости соединений замедленному разрушению не происходит.

Последующие исследования были направлены на изучение влияния технологических факторов на особенности образования холодных трещин в многослойных сварных соединениях рельсовой стали.

Стойкость соединений высокопрочной рельсовой стали против образования холодных трещин исследовали при сварке технологических проб «жесткая обварка». Технологические пробы представляют собой стыковые соединения, которые по контуру предварительно привариваются к массивной основе. Для оценки стойкости соединений против образования продольных холодных трещин использовали стыковые соединения размером $300 \times 100 \times 45$ мм, а на поперечные трещины — $300 \times 300 \times 15$ мм. Концентраторами напряжений в пробах служат соответствующие конструктивные непровары в продольном или поперечном направлениях. Многослойную сварку таких проб выполняли проволокой типа Св-08Г2С диаметром $1,2$ мм в среде защитного газа. Для фиксации момента образования и процесса развития холодных трещин при сварке контрольного стыка технологических проб применяли метод акустической эмиссии. После завершения сварки пробы выдерживали при комнатной температуре до трех суток. В дальнейшем контрольный стык отделяли от основы и из него вырезали шлифы для визуального контроля на наличие холодных трещин в соединении.

В табл. 3 представлены обобщенные результаты исследований при сварке технологических проб, а на рис. 5 — макрошлифы из контрольных соединений. Как видно, сварные соединения рельсовой стали при обычных условиях механизированной сварки без применения предварительного подогрева имеют низкую стойкость против образования как продольных, так и поперечных холодных трещин. Существенно повысить стойкость сварных соединений рельсовой стали против образования холодных трещин возможно при

Таблица 3. Характеристики холодных трещин в соединениях рельсовой стали при сварке технологических проб «жесткая обварка»

№ п/п	Условия сварки	Продольные	Поперечные
1	$Q_{св} = 8,6 \text{ кДж/см},$ $T_{п.п} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$	Трещина вдоль линии сплавления, 100 % по высоте соединения При сварке трещина выходила на поверхность соединения после наложения каждого слоя	Трещина проходит через шов в ЗТВ и дальше в основной металл на глубину до 10 мм. При сварке трещина выходила на поверхность шва после наложения каждого слоя
2	$Q_{св} = 27,5 \text{ кДж/см},$ $T_{п.п} = 20 \text{ }^{\circ}\text{C}$	Трещина вдоль линии сплавления, 50 % по высоте соединения При сварке трещины на поверхности соединения не было	Развитие трещины в шов на глубину до 30 %. Трещина на поверхность шва вышла после сварки второго слоя
3	$Q_{св} = 8,6 \text{ кДж/см},$ $T_{п.п} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$	Трещин нет	Трещин нет

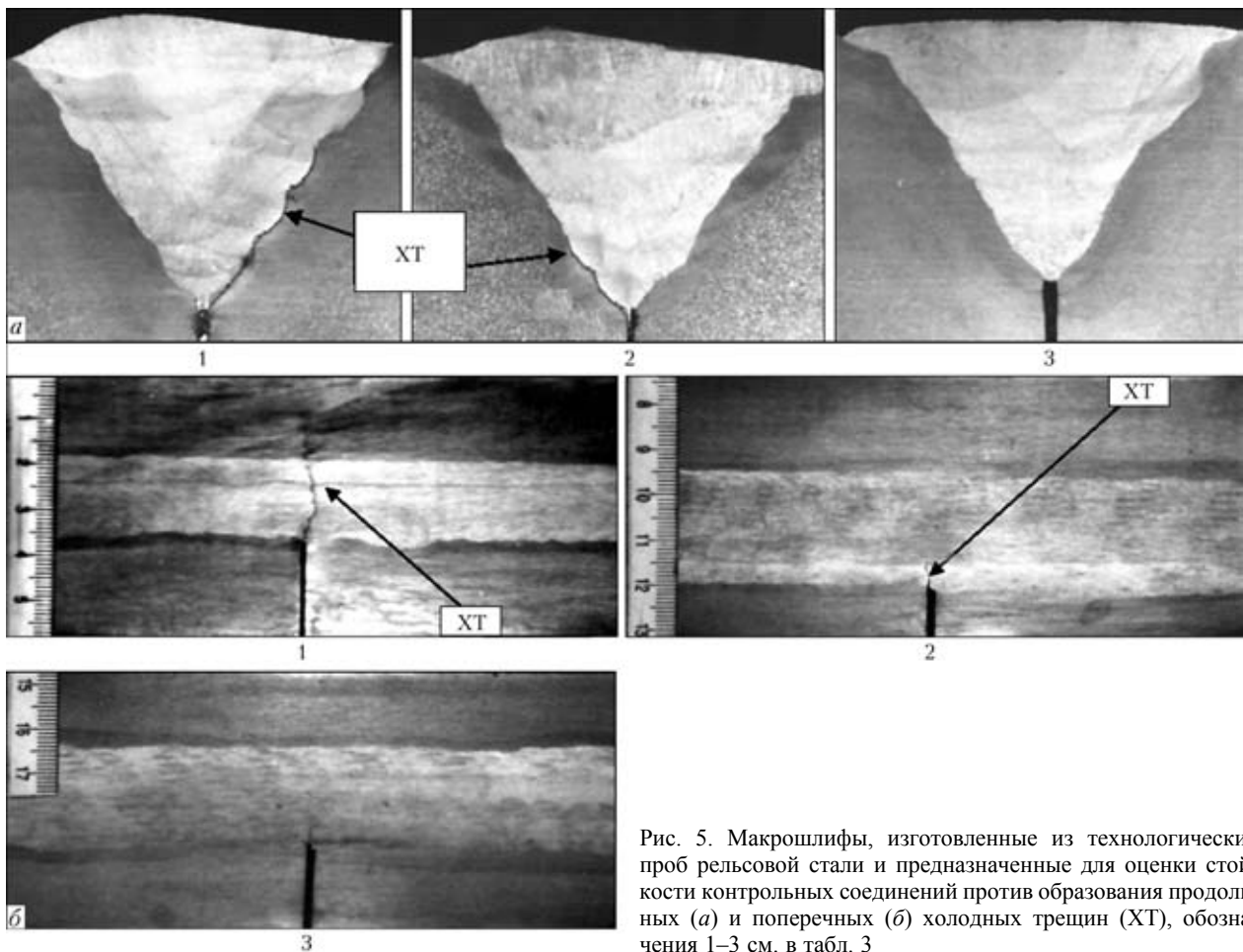


Рис. 5. Макрошлифы, изготовленные из технологических проб рельсовой стали и предназначенные для оценки стойкости контрольных соединений против образования продольных (а) и поперечных (б) холодных трещин (ХТ), обозначения 1–3 см. в табл. 3

применении предварительного подогрева и увеличении погонной энергии сварки.

Результаты проведенных исследований по влиянию ТДЦС сварки на структуру и свойства сварных соединений являются базовыми для разработки надежной технологии электродуговой сварки железнодорожных рельсов. Главным технологическим требованием при электродуговой сварке высокопрочной рельсовой стали является применение предварительного подогрева соединений до температур не ниже $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Выводы

1. Выполнен комплекс исследований по установлению влияния ТДЦС на формирование структуры и механические свойства рельсовой стали с содержанием углерода $0,72 \%$. Установлено, что при скоростях охлаждения $w_{6/5} > 5 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$ в металле образуется мартенситная структура. Закаленный металл с такой структурой имеет повышенные показатели прочности ($\sigma_B \geq 1250 \text{ МПа}$) и низкую пластичность ($\delta_5 = 5,0 \%$, $\psi = 12,6 \%$). Повысить пластические свойства металла (в 1,7 раза) можно

при замедлении охлаждения ($\omega_{6/5} \leq 5^\circ\text{C}/\text{с}$). При этом существенно повышается сопротивляемость металла замедленному разрушению ($\sigma_{\text{кр}}$ повышается от 60 до 450 МПа).

2. При электродуговой сварке рельсовой стали наиболее опасным участком соединений, с точки зрения зарождения холодных трещин, является металл ЗТВ. Без применения предварительного подогрева до температуры 250°C исключить образование холодных трещин в соединениях невозможно. Увеличение погонной энергии сварки способствует только замедлению процессов развития холодных трещин в сварных соединениях, но не предотвращает их зарождения.

1. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. *Макаров Э. Л.* Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.

3. *Макара А. М., Мосендз Н. А.* Сварка высокопрочных сталей. — Киев: Техніка, 1971. — 139 с.
4. *Сергиенко Ю. В., Сагиров И. В.* Прогнозирование возникновения закалочных структур при сварке рельсовых сталей // Сб. докл. по материалам науч. семинара «Современные достижения в области сварки, наплавки и родственных технологий». — Мариуполь, нояб. 2000 г. — Мариуполь: Приазов. гос. ун-т, 2000. — С. 9–12.
5. *Исследование структуры и металлургического качества рельсовых сталей разных производителей* / К. В. Григорович, А. С. Трушников, А. М. Арсенкин и др. // Металлы. — 2006. — № 5. — С. 1–16.
6. *Генкин И. З.* Сварка и термическая обработка стыков железнодорожных рельс // Свароч. пр-во. — 2004. — № 9. — С. 31–36.
7. *Саржевский В. А., Сазонов В. Я.* Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Автомат. сварка. — 1981. — № 5. — С. 69–70.
8. *О двух путях релаксации остаточных микронапряжений в мартенсите стали* / Л. Е. Алексеева, В. И. Саррак, С. О. Суворова, Г. А. Филиппов // Металлофизика. — 1975. — Вып. 61. — С. 79–84.
9. *Саррак В. И., Филиппов Г. А.* Задержанное разрушение стали после закалки // Физ.-хим. механика материалов. — 1976. — № 12. — С. 44–54.

The paper gives the results of investigation of the influence of thermodeformational cycles of weld on structural changes, strength and ductility properties of HAZ metal of welded joints of rail steel with carbon content of 0.72 %. Influence of preheating temperature and value of welding heat input on delayed cracking resistance of HAZ metal and cold crack formation in the joints was studied

Поступила в редакцию 23.02.2010

В каталоге продукции ГП «ОКБ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ» приведено описание и технические характеристики специализированного сварочного оборудования:

- ✓ оборудование для сварки корпусов баллонов
- ✓ установка для приварки труб к трубным доскам
- ✓ электродуговой заклепочник
- ✓ оборудование для наплавки корпусов арматуры трубопроводов
- ✓ оборудование для восстановления ж/д колесных пар
- ✓ оборудование для приварки шпилек
- ✓ разработка по НК для АЭС
- ✓ установки для НК труб диаметром 508... 1420 мм
- ✓ установки для НК ж/д колес
- ✓ дуговые автоматы, полуавтоматы, трактора и др.

В архиве ОКБ хранится более 20 тыс. конструкторских проектов, по которым изготовлены и внедрены в производство десятки тысяч единиц сварочной техники.



**Каталог можно заказать
по тел. (38044) 287-65-24, факс: 289-17-36
или через редакцию журнала «Автоматическая сварка».**

РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТНОЙ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ТОРЦОВ БАНДАЖНЫХ ПОЛОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТВД АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО, В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук,
А. В. ЯРОВИЦЫН, А. А. НАКОНЕЧНЫЙ, Г. Ф. НАСТЕНКО, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины),
В. Е. ЗАМКОВОЙ, О. С. БЕЛОЗЕРЦЕВ, Н. В. АНДРЕЙЧЕНКО, инженеры
(ЗМКБ «Прогресс» им. А. Г. Ивченко, г. Запорожье)

Описана разработанная в ИЭС им. Е.О. Патона технология ремонтной микроплазменной порошковой наплавки торцов бандажных полок рабочих лопаток турбины высокого давления из сплава ЖС32-ВИ двигателя Д18Т с использованием присадочного порошка, однородного основному металлу. Показано, что в однослойном наплавленном металле сохраняется преимущественное наследование структуры основного металла. Установлено, что образцы, имитирующие условия ремонтной наплавки, при испытаниях на длительную прочность при температуре 1000 °С имеют вдоль линии сплавления уровень равнопрочности относительно основного металла около 50 %.

Ключевые слова: микроплазменная порошковая наплавка, рабочие лопатки ТВД, жаропрочный никелевый сплав, торцы бандажных полок, наследование структуры, длительная прочность

В последние годы в связи с растущими объемами заказов на авиационные перевозки крупногабаритных нестандартных грузов возник дефицит авиационного парка транспортных рамповых самолетов, имеющих сертифицированные за рубежом авиационные двигатели. Стало актуальным продление ресурса эксплуатации самолета АН-124 «Руслан», оснащенного двигателем последнего поколения Д18Т [1], с 24 до 40 тыс. летных ч, что увеличит срок эксплуатации самолета до 30...32 лет [2]. Для этого, в частности, необходимо продление ресурса рабочих лопаток турбины высокого давления (ТВД), имеющих значительные наработки.

На поступающих в ремонт рабочих лопатках из сплава ЖС32-ВИ, кроме эксплуатационного износа торцов и боковых стенок бандажных полок, обнаруживаются термоусталостные трещины. Ввиду увеличения эксплуатационных повреждений на проточной поверхности бандажных полок рабочих лопаток ТВД двигателя Д18Т (ЗМКБ «Прогресс») принято решение усовершенствовать применяемую ранее технологию их восстановления методом аргонодуговой наплавки [3, 4].

Технологические задачи, которые ставились при ремонте проточной поверхности верхней бандажной полки рабочих лопаток ТВД из сплава ЖС32-ВИ, были следующие:

- восстановление торцов бандажной полки на высоту до 2,5 мм, а при наличии термоусталостных трещин — на высоту до 4...5 мм после механического удаления поврежденных участков лопаток;
- утолщение бандажной полки до регламентированной чертежом лопатки толщины 1,5 мм в зоне ремонтной наплавки;
- ограничение температуры послесварочной термообработки до 1050 °С с целью сохранения функциональных свойств термозащитного диффузионного покрытия СДП-2 на неремонтируемых зонах лопатки.

Задача ремонта сильно поврежденных торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД из жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ (химический состав, мас. %: 0,15 С; 5 Cr; 9,3 Co; 2–10 W; 0,5–5,0 Mo; 4,5–8,0 Al; 1,5–5,0 Nb; 4 Re; 4 Ta; 0,01–0,03 В) с направленной кристаллизацией и содержанием γ' -фазы 62 % [5] была успешно решена с помощью микроплазменной порошковой наплавки с использованием однородного основному металлу присадочного порошка.

Порошок из сплава ЖС32-ВИ был получен методом сухого распыления слитка в атмосфере аргона. Для микроплазменной ремонтной наплавки торцов бандажных полок использовали порошок фракции 63...160 мкм (согласно ГОСТ 6613–86), которая составляла около 30...40 % первоначальной массы распыленного слитка. Применительно к ремонтной микроплазменной порошковой наплавке жаропрочного дисперсионно-твердеющего спла-

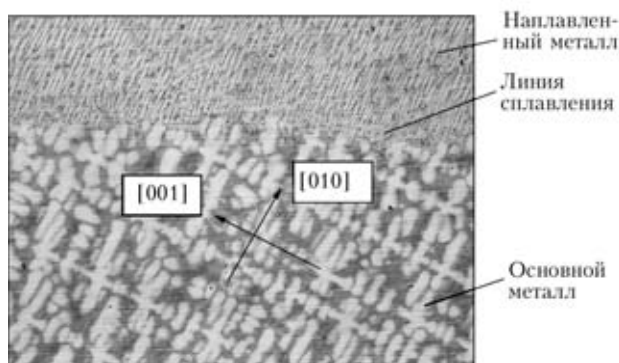


Рис. 1. Микроструктура (X50) линии сплавления при однослойной наплавке порошком сплава ЖС32-ВИ на торец пластины из того же сплава (ионное травление; стрелками указаны направления кристаллографической ориентации в основном металле)

ва ЖС32-ВИ проведены исследования по следующим основным направлениям:

- изучение микроструктуры сварных соединений на узкой подложке с целью обеспечения их технологической прочности при наплавке и последующей термообработке;
- обеспечение формирования наплавляемого металла на торцевой поверхности бандажной полки;
- оценка уровня механических свойств сварных соединений сплава ЖС32-ВИ, полученных при ремонтной микроплазменной порошковой наплавке.

Особенностью микроструктуры однослойной микроплазменной порошковой наплавки сплава ЖС32-ВИ является наличие высокодисперсной дендритной структуры, ориентированный рост ко-

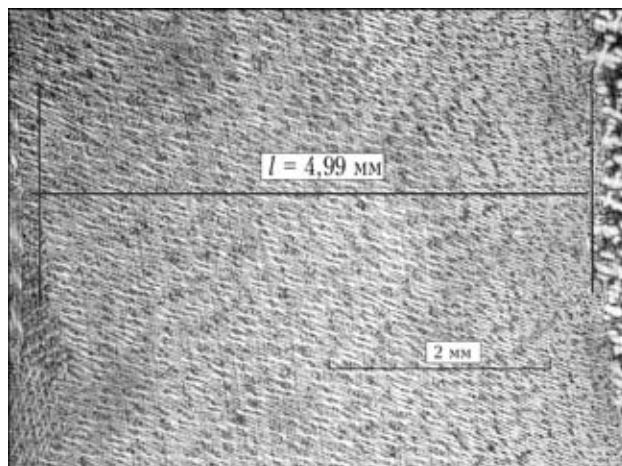


Рис. 2. Микроструктура (X25) однослойной микроплазменной порошковой наплавки сплава ЖС32-ВИ, выполненной на торце пластины (ионное травление; l — высота слоя ориентированной структуры в наплавленном металле)

торой обусловлен направленным отводом тепла в глубь основного металла (рис. 1). Высота слоя ориентированной структуры может составлять около 5 мм (рис. 2). Преимущественное наследование ориентированной структуры исчезает в приповерхностных слоях при однослойной наплавке (рис. 2), а также во втором слое наплавки (рис. 3).

При отработке технологии наплавки выяснилось, что переход от одно- к двухслойной наплавке значительно увеличивает вероятность образования подваликовых трещин (рис. 4) в процессе послесварочной термической обработки. Поэтому

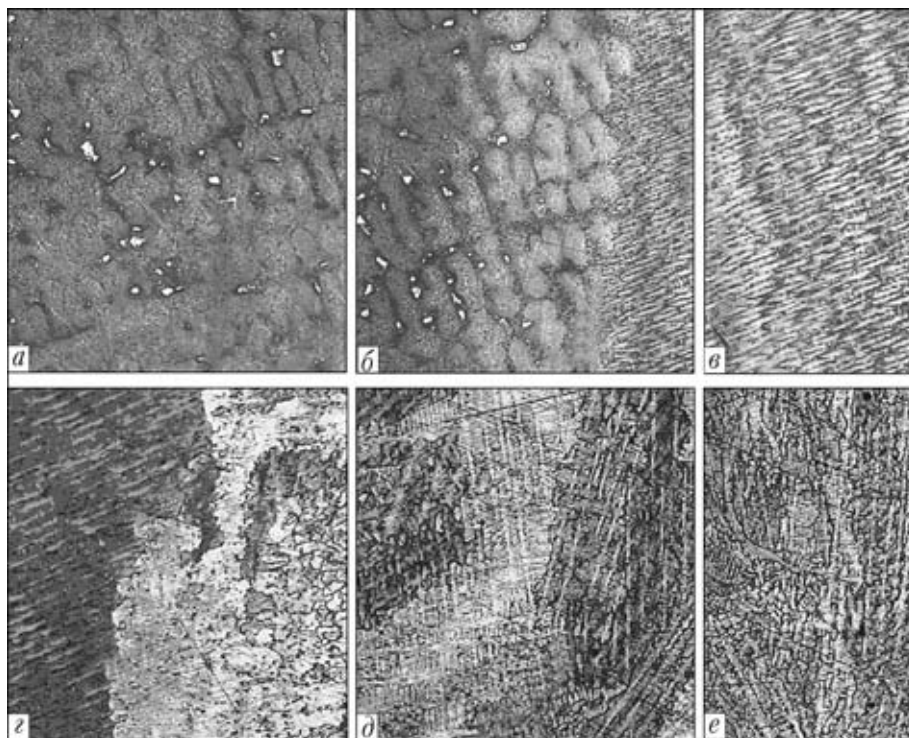


Рис. 3. Микроструктуры (X75) двухслойной наплавки порошка сплава ЖС32-ВИ на торец бандажной полки лопатки сплава ЖС32-ВИ (химическое травление в реактиве Марбле): а — основной металл; б — участок сплавления; в–е — наплавленный металл соответственно первого и второго слоя

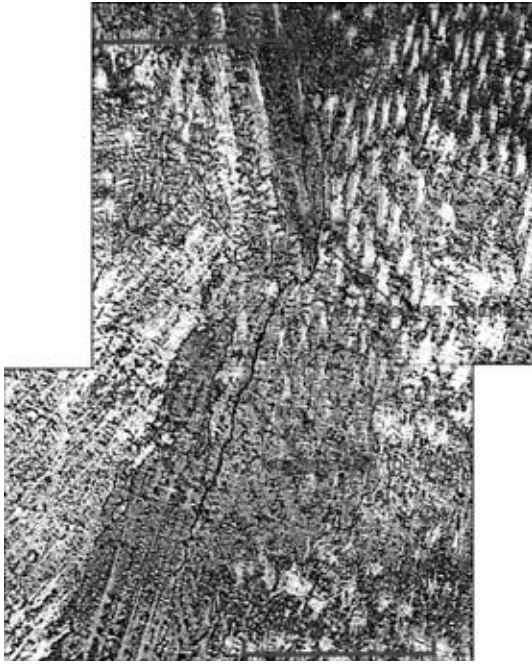


Рис. 4. Микроструктура ($\times 113$) с межзеренной трещиной в наплавленном металле сплава ЖС32-ВИ в районе линии сплавления между первым и вторым слоем наплавленного металла

для обеспечения приемлемого уровня технологической прочности ремонтных наплавок торцов бандажных полок было принято решение при наплавке ограничиваться одним слоем наплавленного металла (рис. 5).

С точки зрения техники наплавки проточная поверхность бандажных полок рабочей лопатки ТВД (рис. 6) характеризуется сложной формой, разнотолщинностью элементов бандажной полки в пределах 0,50...1,85 мм; наличием трех адиабатических границ начало–конец наплавки. Для обеспечения необходимой высоты наплавки, удержания сварочной ванны на узкой подложке, улучшения формирования наплавленного металла микроплазменную порошковую наплавку выполняли в медном приспособлении в интервале токов 8...20 А с использованием в качестве защитного газа смеси 90 % Ar + 10 % H_2 .

Для оценки длительной прочности образцов, моделирующих реальные условия микроплазменной ремонтной сварки рабочих лопаток ТВД, выполнена наплавка порошком сплава ЖС32-ВИ на узкую подложку шириной 3,5 мм (рис. 7, а). Пластику из сплава ЖС32-ВИ размером 75×40 мм подвергали стандартной термообработке, перед сваркой она была дополнительно термообработана по режиму, имитирующему подготовку лопаток к ремонтной сварке (выдержка в течение 2 ч 30 мин при $T = (1050 \pm 10)^\circ C$). После наплавки пластину термообработывали по такому же режиму. На каждом этапе отсутствие дефектов (трещин, несплавлений) определяли методом цветовой дефектоскопии. Схема вырезки образцов в

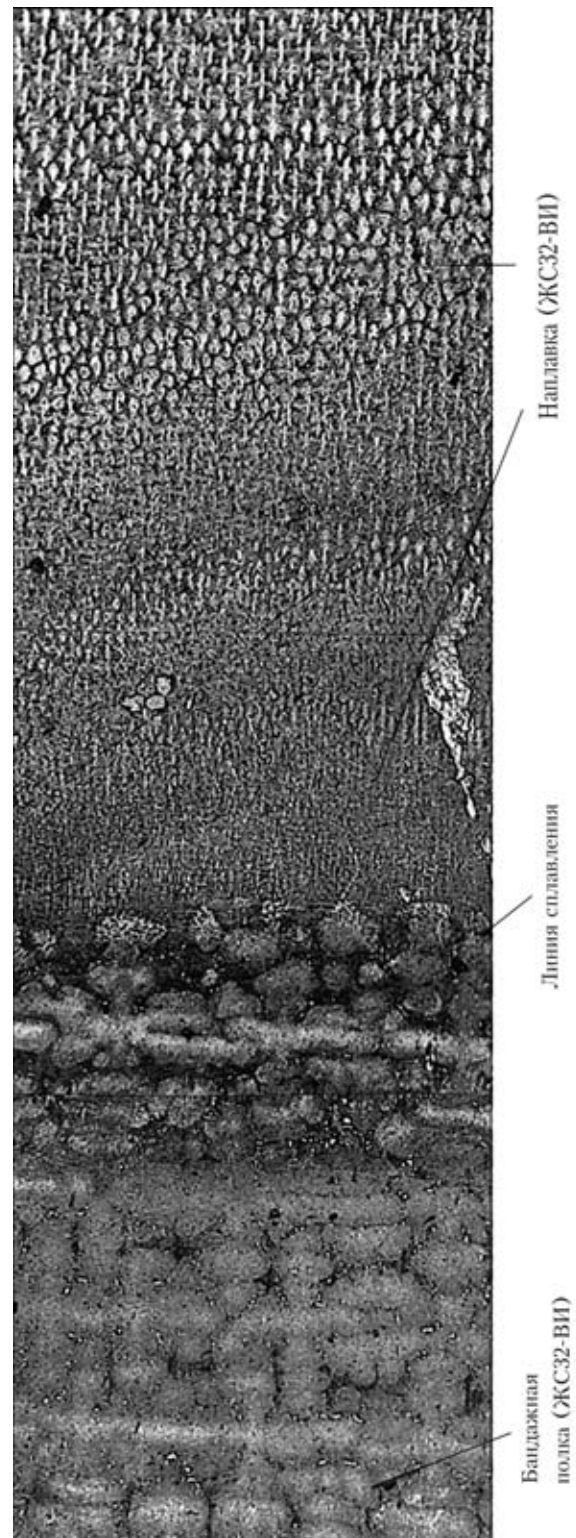


Рис. 5. Микроструктура ($\times 75$) однослойной наплавки на торец бандажной полки (химическое травление в реактиве Марбле)

виде 50 % основного и 50 % наплавленного металла сплава ЖС32-ВИ приведена на рис. 7, б. Толщина рабочей части образца металла составляла около 3 мм и включала (согласно данным работы [6]) зону фазового превращения $\gamma + \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$ под действием термического цикла наплавки, которая является одним из наиболее

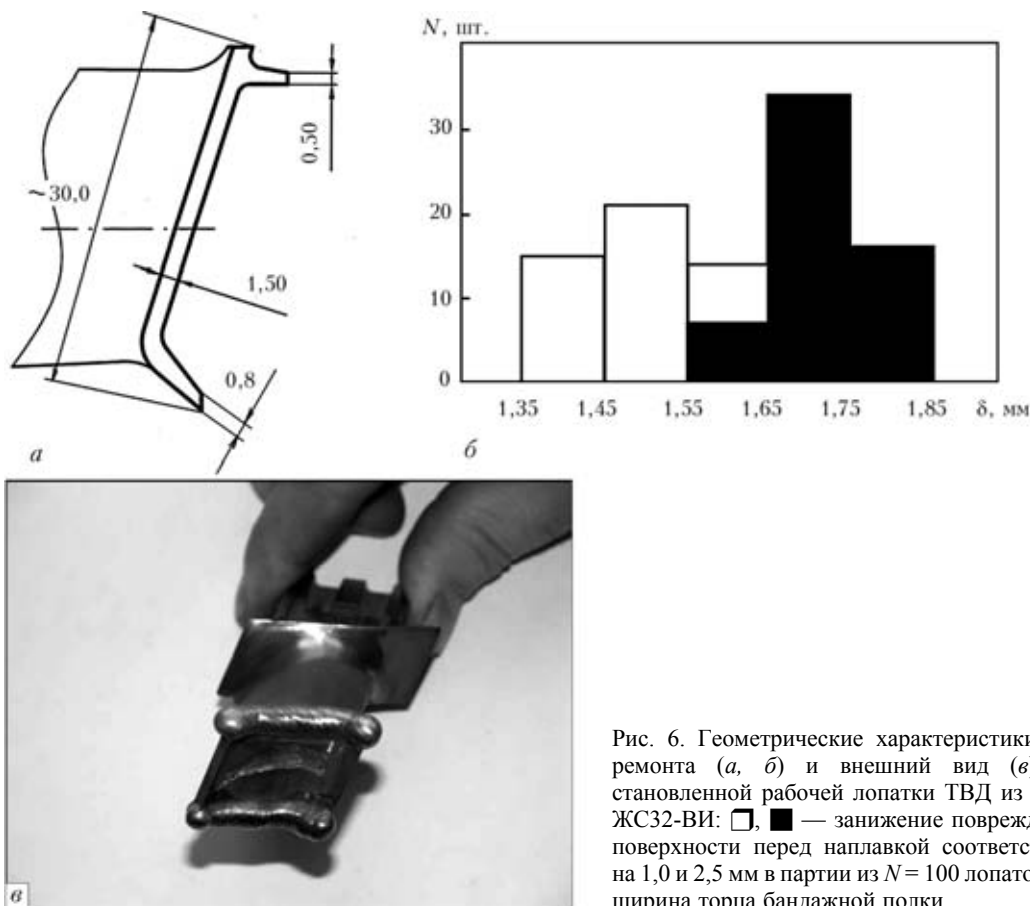


Рис. 6. Геометрические характеристики зоны ремонта (а, б) и внешний вид (в) восстановленной рабочей лопатки ТВД из сплава ЖС32-ВИ: □, ■ — занижение поврежденной поверхности перед наплавкой соответственно на 1,0 и 2,5 мм в партии из $N = 100$ лопаток; δ — ширина торца бандажной полки

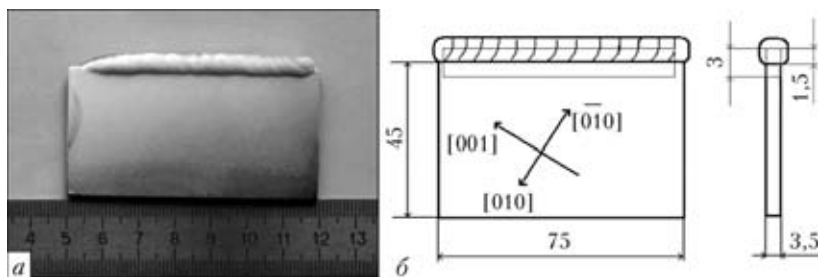


Рис. 7. Внешний вид наплавки порошком сплава ЖС32-ВИ на торец пластины (узкую подложку) (а) и схема вырезки образца, имитирующего условия ремонтной наплавки, для механических испытаний (б) (стрелками указаны направления кристаллографической ориентации в основном металле)

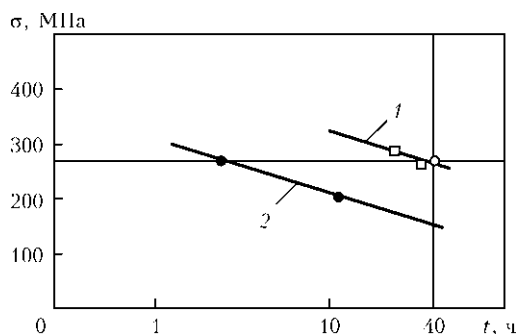


Рис. 8. Длительная прочность σ при $T = 1000^\circ\text{C}$ основного металла (1) и образца (2), имитирующего однослойную наплавку бандажной полки: □, ○ — соответственно экспериментальные и литературные данные

опасных мест разрушения при механических испытаниях жаропрочных никелевых сплавов.

Испытания на длительную прочность при 1000°C в течение 40 ч образцов, имитирующих условия ремонтной наплавки, выполняли на испытательной машине МП-3Г. Сечение рабочей части образца составляло приблизительно $3,0 \times 3,5$ мм. Результаты испытаний приведены на рис. 8. Установлено, что для образца по схеме 50 % основного и 50 % наплавленного металла ЖС32-ВИ, испытанного вдоль линии сплавления при 1000°C в течение 40 ч составляет 135 МПа, а уровень равнопрочности образца относительно основного металла — 50 %.

В ИЭС им. Е. О. Патона выполнен ремонт микроплазменной порошковой наплавкой опыт-

но-промышленной партии рабочих лопаток ТВД из сплава ЖС32-ВИ в количестве 512 шт. (4 комплекта для двигателя Д18Т). Восстановленные микроплазменной порошковой наплавкой лопатки передали на ЗМКБ «Прогресс» для механической обработки и капиллярного контроля ЛЮМ1-ОВ. Согласно статистическим исследованиям ЗМКБ «Прогресс», проведенным по данным капиллярного контроля ЛЮМ1-ОВ, общий процент брака при восстановлении торцов бандажных полок рабочих лопаток ТВД микроплазменной порошковой наплавкой порошком ЖС32-ВИ не превышал 3...5 %.

Разработанная ИЭС им. Е.О. Патона технология ремонтной микроплазменной порошковой наплавки рабочих лопаток из сплава ЖС32-ВИ двигателя Д18Т и 2 комплекта специализирован-

ного оборудования внедрены в производство на ЗМКБ «Прогресс» (г. Запорожье).

1. Пейчев Г. И., Замковой В. Е., Ахrameев Н. В. ЗМКБ «Прогресс»: новые материалы и прогрессивные технологии в авиадвигателестроении // Технолог. системы. — 2000. — № 2. — С. 5–15.
2. Новости от 14 нояб. 2006 // www.avia.ru.
3. Перемилоский И. А., Петрик И. А. Упрочнение бандажных полок лопаток турбины жаропрочными сплавами // Газотурбин. технологии. — 2002. — № 3. — С. 90–92.
4. Разработка и внедрение высокотемпературного износостойкого сплава для упрочнения бандажных полок лопаток ГТД / Г. И. Пейчев, А. К. Шулин, В. Е. Замковой и др. // Технолог. системы. — 2000. — № 3. — С. 40–42.
5. Мелехов Р. К., Похмурский В. И. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. Властивості, деградація. — К.: Наук. думка, 2003. — 384 с.
6. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов / К. А. Ющенко, В. С. Савченко, Н. О. Червяков, А. В. Звягинцева // Автомат. сварка. — 2004. — № 8. — С. 35–40.

Described is the technology developed by the E. O. Paton Electric Welding Institute for repair microplasma powder cladding of flange platform faces of high-pressure turbine blades made from alloy JS32-VI for engine D18T by using an additive powder with a composition similar to that of the base metal. It is shown that the one-layer deposited metal preserves preferred inheritance of structure of the base metal. It was established that the samples simulating the repair cladding conditions, tested to long-time strength at a temperature of 1000 °C, have a strength level of about 50 % of strength of the base metal along the fusion line.

Поступила в редакцию 18.04.2010

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

объявляет ежегодный набор в

ДОКТОРАНТУРУ по специальностям:

- сварка и родственные технологии
- автоматизация технологических процессов
- металловедение и термическая обработка металлов
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

АСПИРАНТУРУ по специальностям:

- сварка и родственные технологии
- автоматизация технологических процессов
- металловедение и термическая обработка металлов
- металлургия высокочистых металлов и специальных сплавов

Прием в аспирантуру проводится в сентябре.

Контактный телефон: 289-84-11

Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): www.paton.kiev.ua

Документы направлять по адресу:

03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю

КОНТАКТНАЯ СТЫКОВАЯ СВАРКА СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ КЛАССОВ А400С–А600С ПРИ СТРОИТЕЛЬСТВЕ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ МОНОЛИТНОГО ЖЕЛЕЗОБЕТОНА

П. Н. ЧВЕРТКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено применение контактной стыковой сварки стержневой арматуры в строительной индустрии в монтажных и полустационарных условиях при строительстве монолитных железобетонных конструкций. Этот способ отличается высокой стабильностью показателей качества соединяемой арматуры и отсутствием вспомогательных материалов. Определены основные технологические параметры процесса, разработаны базовые технологии, обеспечивающие увеличение срока эксплуатации железобетонных конструкций, повышения их надежности и гарантии высокого эксплуатационного ресурса.

Ключевые слова: контактная стыковая сварка, стержневая арматура, сварные соединения, монтажные условия, монолитный железобетон

При строительстве и ремонте железобетонных сооружений и конструкций применяются различные способы дуговой сварки арматуры. Наибольшее распространение получили ручная и полуавтоматическая электродуговая сварка, ванно-дуговая сварка и др. Следует отметить, что на заводах и комбинатах сборного железобетона, кроме упомянутых способов, широко применяется контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением, которая в настоящее время является одним из основных способов производства стыковых соединений арматуры в заводских условиях.

Контактная стыковая сварка отличается высоким стабильным качеством сварных соединений, практически равнопрочных с основным металлом, что позволяет существенно повысить надежность и эксплуатационный ресурс железобетонных конструкций и обеспечить высокую производительность. Процесс сварки происходит в автоматическом режиме, совмещает в едином цикле сборочные и сварочные операции, не требует применения вспомогательных расходных материалов (электродов, сварочной проволоки, флюсов, газов и др.). При этом специальные требования к квалификации сварщиков не предъявляются. В настоящее время в монтажных условиях этот способ сварки не применяется прежде всего в связи с отсутствием специальных технологий и оборудования.

Имеющийся опыт разработки технологий и специализированного оборудования контактной стыковой сварки в полевых условиях железнодорожных рельсов и труб позволяет применить этот процесс для соединения стержневой арматуры железобетона в монтажных и полустационарных ус-

ловиях. Для этого необходимо определить технологические особенности процесса и требования к специализированному оборудованию, которые зависят главным образом от условий его эксплуатации. Оборудование должно быть мобильным, компактным, иметь минимально возможную электрическую мощность и максимальную защиту от влияния окружающей среды.

Как правило, стержневую арматуру железобетона диаметром до 22 мм соединяют контактной стыковой сваркой непрерывным оплавлением, а большие диаметры — оплавлением с предварительным подогревом сопротивлением. Последний характеризуется широкой, нестабильной ЗТВ. Контактная стыковая сварка пульсирующим оплавлением позволяет соединять весь сортамент арматуры и имеет преимущества приведенных выше способов.

При строительстве монолитных железобетонных конструкций в соответствии с рекомендациями [1] наиболее часто используют арматуру классов А400С–А600С из сталей Ст3Гпс, 25Г2С и 35ГС в горячекатаном или термически упрочненном состоянии, на которых проводили технологические исследования и разработку базовой технологии. Механические характеристики этих сталей в горячекатаном состоянии приведены в табл. 1, а химический состав — в табл. 2.

Проведенные технологические исследования сварки горячекатаной арматуры позволили установить значения основных параметров режимов сварки: установочной длины $L_{уст}$, припусков на

Таблица 1. Механические характеристики стержневых арматурных сталей

Марка стали	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
35ГС	370...500	610...670	18...30
25Г2С	380...400	590...620	23...31
ВСт3Гпс	235	370...490	25

Таблица 2. Химический состав стержневых арматурных сталей, мас. %

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P	Cu
25Г2С	0,20...0,29	1,20...1,60	0,60...0,90	<0,30	<0,30	<0,045	<0,040	<0,30
35ГС	0,30...0,37	0,80...1,20	0,60...0,90	<0,30	<0,30	<0,045	<0,040	<0,30
ВСтр3Гпс	0,14...0,22	0,80...1,10	<0,15	<0,30	<0,30	<0,05	<0,040	<0,30

Таблица 3. Параметры режимов сварки горячекатаной арматуры железобетона классов А240С–А500С

D, мм	U _{2х.х} , В	L _{опл} , мм	L _{ос} , мм	t _{св} , с
12...18	5,5...6,0	10...12	3	8...10
20...28	5,5...6,0	11...15	4...5	15...20
32...40	6,0...6,5	13...17	5...6	До 30

Таблица 4. Результаты механических испытаний сварных соединений горячекатаной арматуры класса А400С из стали 35ГС

D, мм	σ_r , МПа	σ_b , МПа
16	$\frac{432,7...472,4}{457,9}$	$\frac{721,2...731,1}{726,1}$
18	$\frac{361,4...402,6}{387,9}$	$\frac{628,8...660,2}{647,6}$
20	$\frac{394,7...451,2}{418,0}$	$\frac{652,5...719,4}{699,4}$
22	$\frac{356,6...394,4}{372,2}$	$\frac{639,3...684,0}{657,7}$
25	$\frac{399,2...482,8}{432,9}$	$\frac{652,5...754,4}{678,7}$
28	$\frac{455,1...513,0}{490,0}$	$\frac{674,8...754,4}{724,8}$
32	$\frac{456,2...565,8}{505,9}$	$\frac{684,4...719,4}{697,1}$
36	$\frac{469,4...517,3}{498,1}$	$\frac{646,2...757,6}{708,8}$

оплавление $L_{опл}$ и осадку $L_{ос}$, вторичного напряжения холостого хода $U_{2х.х}$, скоростей оплавления $v_{опл}$ и осадки $v_{ос}$, времени сварки $t_{св}$ и времени осадки под током $t_{осл}$ (табл. 3). Значения припусков, необходимых для достижения требуемого разогрева зоны пластической деформации металла при осадке, с учетом скола кромок свариваемых

деталей, определяли экспериментально. Установлено, что скорость оплавления в начале процесса 0,4...0,5 мм/с, а непосредственно перед осадкой повышается до 2,0...2,5 мм/с. Вторичное напряжение холостого хода, которое обеспечивает стабильное протекание процесса нагрева при оплавлении, должно быть минимальным [2].

Механические испытания натурных образцов соединений горячекатаной арматуры из стали 35ГС, сваренных непрерывным оплавлением на оптимальных режимах, проводили в соответствии с требованиями [3]. Их результаты приведены в табл. 4. Разрушение всех образцов происходило по основному металлу на значительном расстоянии от сварного соединения и ЗТВ (рис. 1).

Аналогичные результаты получены и на сталях Ст3Гпс и 25Г2С в горячекатаном состоянии. Макрошлиф соединения и распределение микротвердости показаны на рис. 2, микроструктуры зоны соединения и основного металла — на рис. 3.

Предварительное термическое упрочнение арматурной стали существенно повышает требования к выбору режима нагрева ее при сварке, обеспечивающего формирование сварного соединения равнопрочного к основному металлу.

При сварке термически упрочненной арматуры непрерывным оплавлением на мягких режимах или оплавлением с предварительным подогревом сопротивлением в металле ЗТВ наблюдается снижение предела прочности до уровня предела прочности стали, которая не подвергалась предварительной термической обработке. В качестве основных изменяемых параметров режима сварки выбраны $L_{уст}$, $L_{опл}$ и $t_{осл}$.

В ходе исследований и разработки технологии сварки термически упрочненной арматуры из стали 25Г2С определено, что оптимальное значение установочной длины находится в тех же пределах,

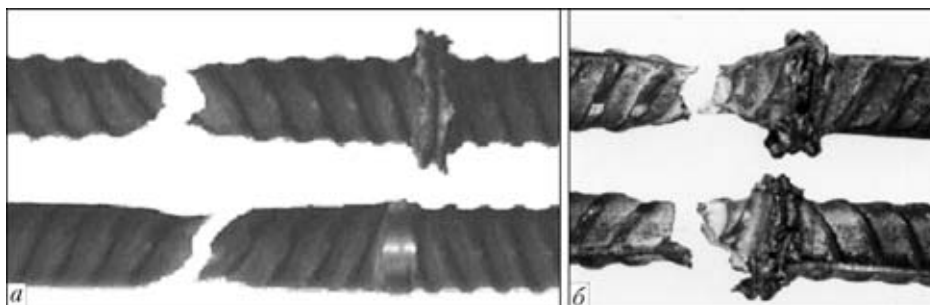


Рис. 1. Сварные образцы горячекатаной (а) и термически упрочненной (б) арматуры железобетона после испытаний на растяжение

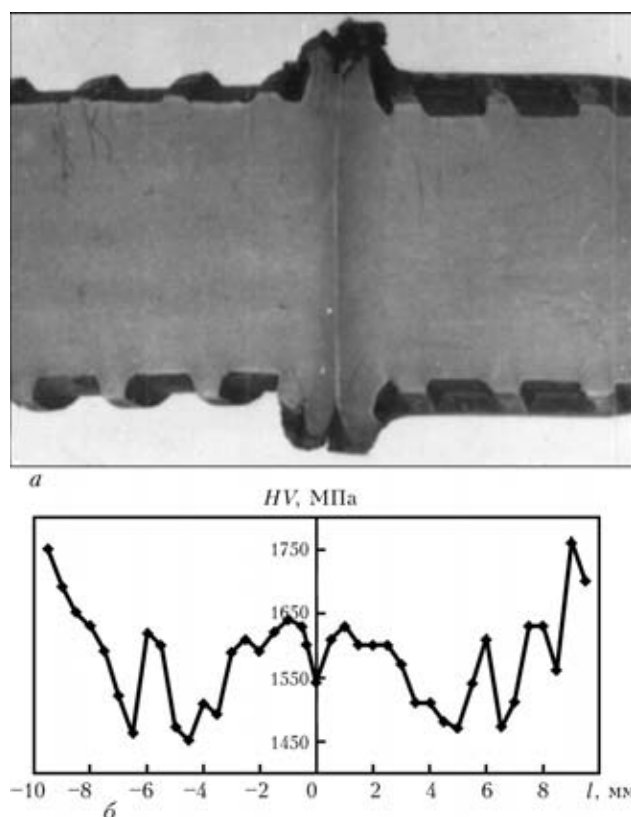


Рис. 2. Макрошлиф (а) и распределение микротвердости (б) в зоне сварного соединения арматуры из стали СтЗГпс

Т а б л и ц а 5. Параметры режимов сварки и результаты механических испытаний арматуры класса А600С из стали 25Г2С

$L_{\text{уст}}, \text{мм}$	$L_{\text{опл}}, \text{мм}$	$t_{\text{осл}}, \text{с}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{св}}/\sigma_{\text{ом}}, \%$	Место разрушения
25	11	0,10	$\frac{830...850}{847}$	$\frac{96,1...98,2}{97,3}$	ЗТВ
11	4	0,10	$\frac{800...825}{816}$	$\frac{93,7...96,6}{95,5}$	По стыку
7	4	0,10	$\frac{870...875}{873}$	$\frac{93,7...102,0}{97,9}$	»
12	8	0,04	$\frac{825...845}{831}$	$\frac{95,5...97,0}{96,3}$	По стыку 2 образца
15	10	0,04	$\frac{835...845}{836}$	$\frac{96,1...97,0}{96,4}$	То же
17	12	0,04	$\frac{820...850}{838}$	$\frac{95,0...98,2}{96,7}$	По основному металлу 2 образца

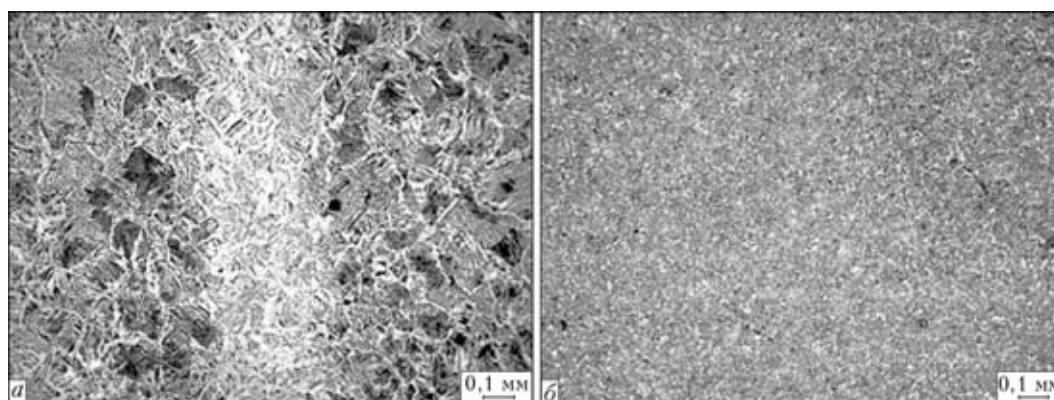


Рис. 3. Микроструктуры сварного соединения (а) и основного металла (б) арматуры из стали СтЗГпс

что и при сварке горячекатаной арматуры (1,7...2,0)D. Значение припуска на оплавление также мало отличается и его можно принять равным соответствующему припуску, определенному для горячекатаной арматуры.

Повышенная чувствительность к нагреву термически упрочненной арматуры предъявляет дополнительные требования к термическим циклам нагрева при сварке. Поскольку основные параметры режимов сварки горячекатаной и термически упрочненной арматуры имеют практически одинаковые значения, наибольшее влияние на механические характеристики соединений оказывает время осадки под током, т. е. значение разупрочнения, которое в значительной степени зависит от дополнительного нагрева при осадке.

В ходе исследований время осадки под током изменялось от 0,10 до 0,04 с. Полученные результаты приведены в табл. 5.

Первые пять сварных образцов при механических испытаниях разрушились пластично в ЗТВ с разупрочнением не более 2...4 % (см. рис. 1, б).

При сварке на режимах с более низкими припусками на оплавление происходит хрупкое разрушение, обусловленное интенсивным отводом тепла в охлаждаемые электроды сварочной машины. Увеличение зоны разогрева при оплавлении с одновременным сокращением

времени осадки под током позволило получить сварные соединения практически равнопрочные с основным металлом. Разупрочнение не превышало 2 %. При этом разрушение большинства образцов (около 90 %) происходило по основному металлу вне ЗТВ. Макрошлиф такого соединения и распределение микротвердости в нем приведены на рис. 4.

Для предупреждения возникновения различных дефектов сварки необходимо строго соблюдать рекомендуемые режимы, особенно при работе с термически упрочненной арматурой. Выше было показано, что при недос-

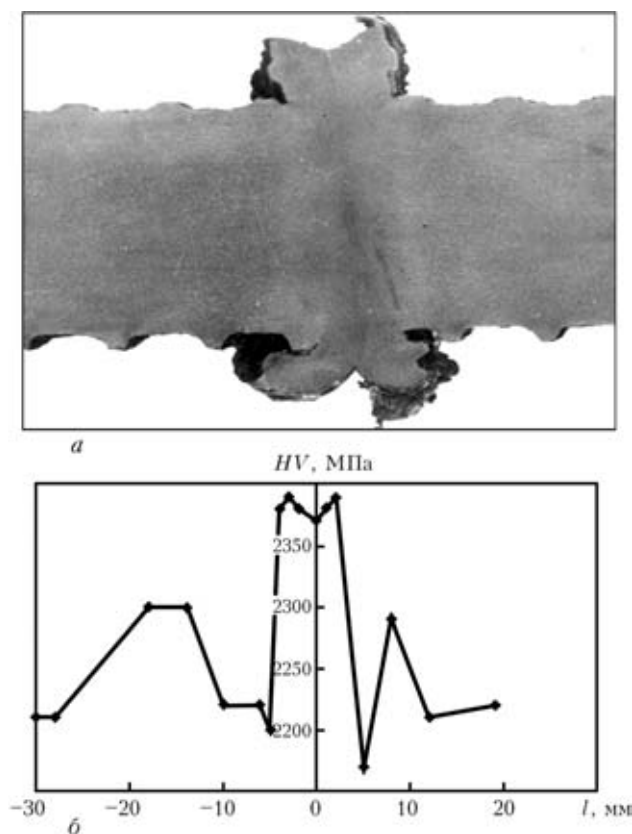


Рис. 4. Макрошлиф (а) и распределение микротвердости (б) в зоне сварного соединения арматуры из стали 25Г2С

таточном нагреве свариваемых деталей значительно снижаются пластические характеристики арматуры. При механических испытаниях происходит хрупкое разрушение непосредственно по стыку или ЗТВ. Перегрев соединения приводит к снижению прочностных характеристик в ЗТВ. При дальнейшем увеличении цикла нагрева до 30...40 с происходит характерное разрушение с наличием горячих трещин в плоскости соединения (рис. 5, а), предел прочности при этом не превышает 100...140 МПа.

Кроме того, в ряде случаев наблюдалось разрушение образцов по подгарам (рис. 5, б). Как правило, образование таких дефектов происходит при недостаточном усилии зажатия свариваемых деталей или сильном загрязнении токоподводящих губок. В месте неплотного прилегания детали к электроду увеличивается переходное электрическое сопротивление до значения, превышающего сопротивление искрового зазора и начинается процесс локального оплавления по контактной поверхности деталь–электрод. Как отмечено выше, образующиеся при этом подгары в виде кратеров существенно снижают механические свойства сварных соединений. Образованию подгаров также способствует повышенное электрическое сопротивление между профильной боковой поверхностью арматуры и электродом. Исходя из этого усилие зажатия выбирается, по крайней мере, в два раза больше чем усилие осадки.

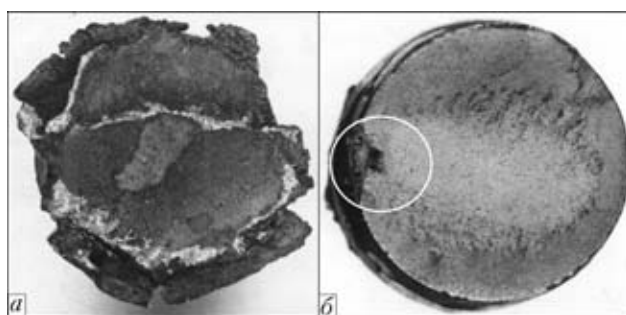


Рис. 5. Излом арматуры после испытаний на растяжение: а — перегрев при сварке; б — наличие подгара

Уменьшение вероятности образования и количества подгаров достигается путем правильного выбора удельного усилия зажатия, регулярной зачисткой токоподводящих электродов через каждые 5...10 сварок и максимально возможным снижением вторичного напряжения $U_{2х.х}$.

Применение технологий соединения горячекатаной и термически упрочненной арматуры позволит получать практически равнопрочные с основным металлом стыковые соединения в монтажных и полустационарных условиях, увеличить срок эксплуатации железобетонных конструкций, повысить их надежность и гарантировать высокий эксплуатационный ресурс.

Выводы

1. Для стыковой сварки арматуры из высокопрочных сталей перспективно применение контактной стыковой сварки. Она выполняется в автоматическом режиме и не требует применения вспомогательных сварочных материалов. При этом квалификация сварщиков не влияет на качество сварных соединений. Производительность процесса достаточно высокая, время сварки одного соединения не превышает 1 мин.

2. При наличии большого количества сварных соединений (например, на одном мостовом переходе выполняется от сотен тысяч до миллионов сварных соединений) применение контактной стыковой сварки в монтажных и полустационарных условиях обеспечивает высокую экономическую эффективность, повышает производительность строительства и значительно снижает количество бракованных соединений.

3. Распределение температуры в приконтактной зоне при сварке непрерывным оплавлением на жестких режимах и особенно пульсирующим оплавлением создает наиболее благоприятные условия для пластической деформации во время осадки.

4. Применение способа контактной стыковой сварки пульсирующим оплавлением обеспечивает стабильное качество сварных соединений из высокопрочных и термически упрочненных арма-

турных сталей. При этом величина разупрочнения не превышает 2...4 %.

5. Повышение плотности тока при пульсирующем оплавлении по сравнению с непрерывным создает повышенную угрозу образования подгоров, что отрицательно влияет на качество сварных соединений.

1. ДСТУ 3760:2006. Прокат арматурний для залізобетонних конструкцій. Загальні технічні умови. — Київ: Держспоживстандарт України, 2007. — 21 с.
2. Кучук-Яценко С. И. Контактная стыковая сварка оплавлением. — Киев: Наук. думка, 1992. — 234 с.
3. ГОСТ 10922–90. Арматурные и закладные изделия сварные, соединения сварные арматуры и закладных изделий железобетонных конструкций. Общие технические условия. — М.: Изд-во стандартов, 1990. — 30 с.

Application of resistance welding of reinforcement bars in construction industry in site and in semi-stationary conditions in construction of monolithic concrete structures is considered. This process features a high stability of quality characteristics of the joined reinforcement bars and absence of auxiliary materials. Main technological parameters of the process were determined, basic technologies were developed, which ensure an extension of the service life of concrete structures, improvement of the reliability and guarantee of prolonged operating life

Поступила в редакцию 26.04.2010

НАНОТВЕРДОСТЬ И СОВРЕМЕННЫЕ НАНОТЕХНОЛОГИИ

Международная научно-техническая
и научно-методическая конференции

10–11 октября 2010

г. Харьков ХНАДУ (ХАДИ)

Тематика конференции:

- ✓ актуальные проблемы определения нанотвердости материалов
- ✓ современные технологии получения и методы исследования наноструктурных слоев и покрытий
- ✓ использование нанотехнологий для повышения конструктивной прочности деталей машин
- ✓ нанотехнологии в содержании инженерных и специальных дисциплин, методические особенности их преподавания
- ✓ конструкционные функциональные наноматериалы (методы исследования и результаты)

**По вопросам участия в конференции, опубликования докладов
обращаться по тел. (057) 700-38-75; (057) 707-37-29;
E-mail: mvi@knadi.kharkov.ua**

ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСА ЭЛЕКТРОДОВ КОНТАКТНЫХ МАШИН ПРИ СВАРКЕ ОЦИНКОВАННОЙ СТАЛИ

В. А. АНОШИН, инж., **В. М. ИЛЮШЕНКО**, канд. техн. наук

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

Р. В. МИНАКОВА, **Н. И. ГРЕЧАНЮК**, доктора техн. наук

(Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины)

Проанализированы существующие способы изготовления жаропрочных медных сплавов и проведена оценка эксплуатационной стойкости различных электродных материалов при точечной сварке оцинкованных сталей. Изучено влияние состава электродных материалов на их твердость при повышенной температуре.

Ключевые слова: контактная точечная сварка, контактные машины, материал электродов, оцинкованная сталь, эксплуатационная стойкость электродов, биметаллические электроды, структура и твердость сплавов

В современном машиностроении, особенно в автомобиле- и вагоностроении, а также в других отраслях промышленности, все шире применяют стали с антикоррозионным покрытием, в частности, оцинкованные. Для соединения этих материалов основным технологическим процессом является контактная точечная сварка. Ресурс работы электродов контактных машин при сварке оцинкованных сталей в 10...20 раз ниже (в зависимости от материала электродов, темпа сварки и др.) по сравнению со сваркой сталей без покрытия. Поэтому разработка новых жаропрочных материалов на медной основе с повышенной температурой разупрочнения и минимальной адгезией материала электрода к расплавленному цинку является актуальной.

В настоящее время изготовление жаропрочных медных сплавов в основном концентрируется в металлургическом производстве, порошковой металлургии, на производствах с электронно-лучевым испарением. Возможно также использование процессов сварочного производства — дуговой наплавки.

В металлургическом производстве в основном изготавливаются сплавы типа хромовой и хромоциркониевой бронзы, которые нашли наиболее широкое применение в различных странах в качестве материала для электродов контактных машин [1, 2]. В последнее время вместо дисперсионно-твердеющих хромовых и хромоциркониевых бронз, полученных литейным способом, все большее применение находят дисперсно-упрочненные композиционные материалы (ДУКМ) на основе меди (с добавками тугоплавких соединений), которые получают способом порошковой металлургии. Отличаясь комплексом уникаль-

ных свойств (высокая твердость, прочность, электропроводность), которые сохраняются и при высокой температуре, они существенно повышают эксплуатационную стойкость сварочного инструмента [3]. Наиболее эффективным способом введения оксидов в металлическую матрицу является внутреннее окисление [4]. Этот способ был реализован компанией «OMG Americas» (США) при разработке ДУКМ $\text{Cu} + \text{Al}_2\text{O}_3$ торговой марки GlidCor [5]. Однако использование в мировой практике электродов из материала GlidCor Al-60 сдерживается в связи с достаточно высокой стоимостью этого материала, что обусловлено сложностью технологии его изготовления.

В последнее время ООО «ЦНИИМТ «ДИСКОМ» (РФ) разработал наноконпозиционный материал С16.102 ДИСКОМ, который благодаря использованию его в технологии реакционного механического легирования в высокоэнергетических и быстроходных аттриторах, процессах гранульной металлургии и горячего прессования (экструзии) имеет гетерогенную дисперсно-упрочненную структуру и характеризуется высокими температурой рекристаллизации, жаропрочностью, электропроводностью и эксплуатационной стойкостью [6].

Интерес также представляют выпускаемые отечественной промышленностью конденсированные дисперсно-упрочненные материалы (КДУМ) на основе меди и молибдена, которые также имеют высокую твердость и электропроводность [7]. Их главным достоинством является высокая термическая стабильность — температура рекристаллизации достигает 1000 °С [8]. Они изготавливаются как с объемным распределением молибдена (КДУМ), так и микрослойным, когда слои меди и молибдена чередуются (КМСМ).

В последние годы в ИЭС им. Е. О. Патона создавали технологии изготовления биметаллических электродов для контактной точечной

Физические свойства жаропрочных материалов на медной основе, изготовленных различными способами [1–9]

Материал	Твердость <i>HRB</i>	Электропроводность меди, м/(Ом·мм ²)	Температура рекристаллизации, °С
Хромовая бронза БрХ	55...65	80...85	475
Хромоциркониевая бронза типа Cu–Cr–Zr	70...83	75...85	550
КДУМ на основе меди с содержанием молибдена 2,5...12,0 мас. %	50...87	82...64	> 850
Дисперсно-упрочненная медь, полученная способом внутреннего окисления GlidCop Al-60 (США)	78	78	860
ДУКМ на основе меди, полученный механическим легированием	97...112	45...48	> 700
ДИСКОМ, полученный реакционным механическим легированием	89	80	850
Металл, наплавленный специальной присадочной проволокой № 30 (ИЭС)	66...69	70...75	—

сварки методом дуговой наплавки неплавящимся электродом в среде защитного газа с использованием присадочной порошковой проволоки [9].

Для оценки эксплуатационной стойкости существующих электродных материалов, изготовленных различными способами, при контактной точечной сварке оцинкованной стали выбраны материалы, физические свойства которых представлены в таблице. Из указанных материалов изготовлены электроды «колпачкового» типа. Электрод с рабочей частью из КДУМ и КМСМ получали приваркой пластин из этих материалов к медной заготовке ударной сваркой в вакууме. Разработана методика ускоренных испытаний эксплуатационной стойкости электродных материалов при контактной точечной сварке оцинкованной стали, сокращающая расход свариваемой стали. Она заключается в следующем. Выполняется точечная сварка низкоуглеродистой стали с антикоррозионным покрытием, нанесенным спо-

собом горячего цинкования, в этом случае толщина цинкового покрытия в 2...3 раза больше покрытия, нанесенного электрохимическим методом. Как известно из работы [10], чем больше толщина цинкового покрытия, тем меньше стойкость электрода. Кроме того, медный «хвостовик», на который надевается «колпачок», изготавливают без охлаждающего канала, что также снижает его стойкость при точечной сварке оцинкованной стали. Испытания проводили на машине для контактной точечной сварки марки МТ-22. Перед сваркой и после окончания испытаний измеряли диаметр отпечатка рабочей части поверхности электрода по отпечатку на белой бумаге через копирку (показателем стойкости является количество точек, сваренных до увеличения начального диаметра рабочей поверхности на 20 %). После сварки каждые 20 точек измеряли диаметр литого ядра путем сварки контрольной точки на образцах из той же оцинкованной стали шириной 40 мм и отрыва одной пластины относительно другой в одном направлении способом кручения в параллельной плоскости. После завершения испытаний для каждого электродного материала строили графики изменения литого ядра в зависимости от количества сваренных точек. На наш взгляд, измерение диаметра литого ядра является более объективным критерием, чем измерение диаметра рабочей поверхности электрода.

На рис. 1 представлены результаты сравнительных испытаний различных электродных материалов для точечной сварки горячеоцинкованной стали толщиной 0,5 мм (толщина покрытия 20...30 мкм) на режиме: $I_{св} = 4,5...5,0$ кА; $t_{св} = 5...6$ цикл; усилие сжатия 200 МПа; скорость сварки 35 точек/мин. Уменьшение параметров режимов сварки по сравнению с обычными связано с отсутствием охлаждающего канала в «хвостовике». Как видно из рис. 1, стойкость электродов из хромоциркониевой бронзы (Cu–Cr–Zr) производства Южной Кореи и Германии одинаковая и выше, чем у электродов из БрХЦр производства завода «Красный

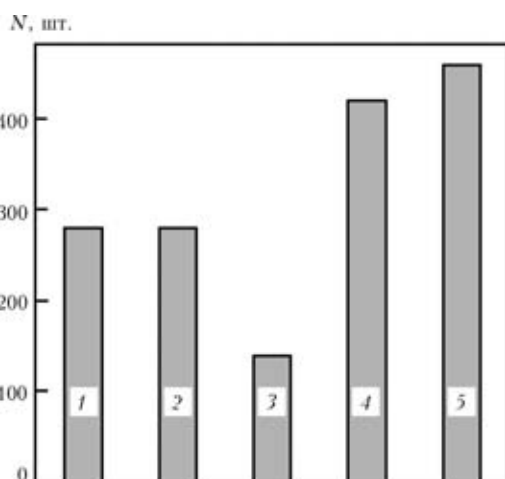


Рис. 1. Стойкость различных электродов (до первой переточки) при контактной точечной сварке горячеоцинкованной стали толщиной 0,5 мм (без охлаждающего канала в электроде): 1, 2 — хромоциркониевая бронза соответственно производства Германии и Южной Кореи; 3 — БрХЦр («Красный Выборжец», РФ); 4 — нанокпозиционный материал С16.102 ДИСКОМ; 5 — биметаллический электрод № 30 (ИЭС); *N* — количество сваренных точек

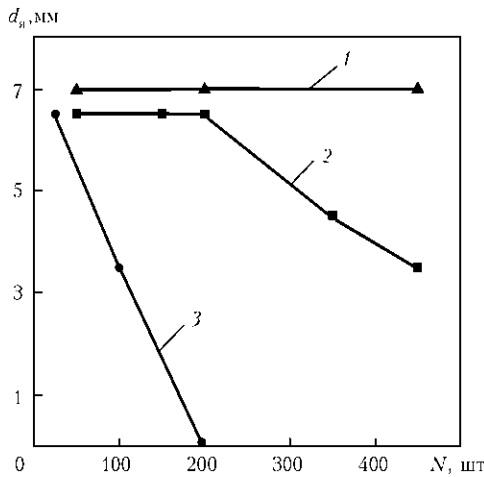


Рис. 2. Зависимость диаметра ядра сварной точки $d_{я}$ от количества сваренных точек N при контактной точечной сварке горячеоцинкованной стали толщиной 0,8 мм: 1, 2 — биметаллический электрод с рабочей частью соответственно из КДУМ и КМСМ; 3 — электрод из хромовой бронзы БрХ

Выборжец» (РФ). На наш взгляд, это связано с более высоким содержанием в нем циркония (около 0,1 мас. %) по сравнению с БрХЦр (0,06 мас. % Zr). Наибольшую стойкость показали биметаллические (наплавленные) электроды. Стойкость электродов из нанокмпозиционного материала С16.102 ДИСКОМ незначительно уступает наплавленным электродам.

В результате предварительных испытаний электродов из ДУКМ (механическое легирование) установлено, что при сварке наблюдается значительный перенос электродного металла на оцинкованную сталь, что, по-видимому, и объясняет их невысокую стойкость (100 точек).

Ранее была проведена оценка эксплуатационной стойкости биметаллических электродов, рабочая часть которых изготовлена из КДУМ — КДУМ и КМСМ. На рис. 2 представлены результаты испытаний, полученные при контактной точечной сварке горячеоцинкованной стали толщиной 0,8 мм с использованием неохлаждаемого электрода. Определено, что стойкость электрода с рабочей частью из КДУМ выше, чем из КМСМ.

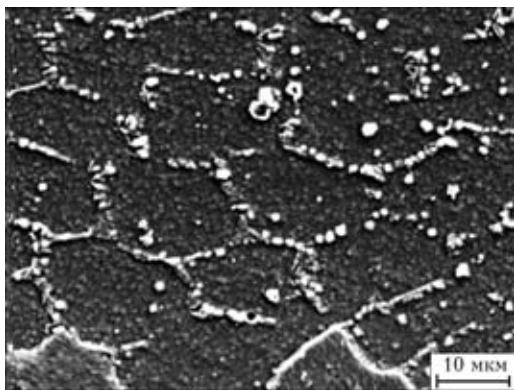


Рис. 3. Микроструктура электрода с ячеистой субструктурой зерен, границы которых декорированы упрочняющей фазой (растровый электронный микроскоп)

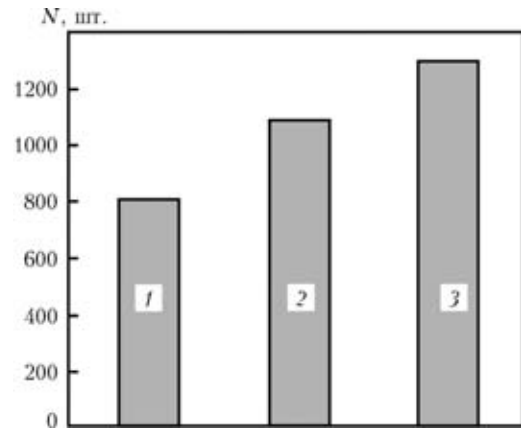


Рис. 4. Стойкость различных электродов (до первой переточки) при контактной точечной сварке холоднооцинкованной стали толщиной 0,8 мм (с охлаждающим каналом в электроде): 1 — Cu—Cr—Zr (Германия); 2, 3 — биметаллический электрод соответственно № 30 и 057 (ИЭС)

Как видно из рис. 3, результаты проведенных испытаний показали, что структура электродного материала может существенно влиять на его эксплуатационную стойкость. Свое мнение о преимуществе литой структуры по сравнению с деформированным металлом высказывал А. А. Бочвар в работе [11].

Необходимо отметить, что испытания биметаллических электродов в условиях охлаждаемого электрода при контактной точечной сварке холоднооцинкованной стали толщиной 0,8 мм (толщина покрытия 30...60 мкм) показали их более высокую эксплуатационную стойкость (диаметр литого ядра определяем после сварки каждые 100 точек) (рис. 4). Сварку выполняли на режиме: $I_{св} = 8,8...9,5$ кА; $t_{св} = 8...9$ цикл; усилие сжатия 280...300 МПа; скорость сварки 35 точек/мин.

С учетом более высокой эксплуатационной стойкости биметаллических электродов были проведены эксперименты по выбору оптимальной системы легирования и состава наплавленного металла, отве-

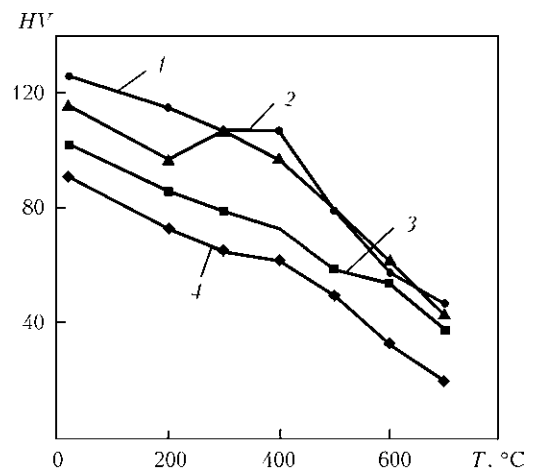


Рис. 5. Зависимость твердости опытных наплавленных электродов от температуры испытаний: 1 — № 66; 2 — № 72; 3 — № 30; 4 — № 03

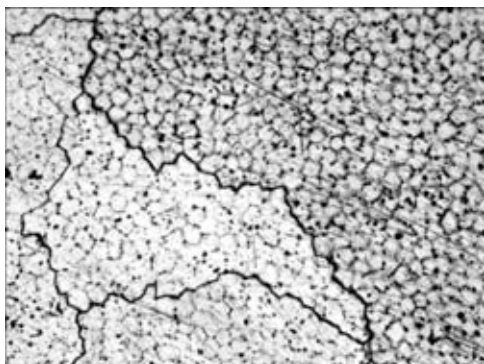


Рис. 6. Микроструктура ($\times 200$) электрода, наплавленного проволокой № 66

чающего следующим требованиям: высокая твердость при повышенной температуре; требуемая электропроводность биметаллического электрода; ячеистая субструктура наплавленного металла; хорошие сварочно-технологические свойства наплавочной проволоки.

Изготовлены опытные порошковые проволоки с различной системой легирования, выбранные на основании теоретического анализа физических свойств элементов. С их помощью наплавлены медные заготовки с последующей их термообработкой. После чего изготовлены образцы для металлографических исследований и измерения твердости при повышенной температуре на микротвердомере Лозинского.

На рис. 5 представлены результаты измерения твердости наплавленных электродов, содержащих различные микролегирующие добавки, а на рис. 6 — ячеистая субструктура электрода, наплавленного проволокой № 66.

Как видно из рис. 7, биметаллические (наплавленные) электроды имеют более высокую твердость при повышенных температурах. Наблюдается корреляция между твердостью электродов при повышенной температуре и их эксплуатационной стойкостью (см. рис. 1 и 7).

Для обеспечения производительности и стабильности качества биметаллических электродов целесообразно применение автоматической наплавки проволокой сплошного сечения. Перспективно также совершенствование состава нанокomпозиционного материала с целью увеличения твердости при повышенной температуре. Такая работа в настоящее время ведется совместно с ООО «ЦНИИМТ «ДИСКОМ» (г. Чебоксары, РФ).

Таким образом, установлено, что наибольшей эксплуатационной стойкостью отличаются элект-

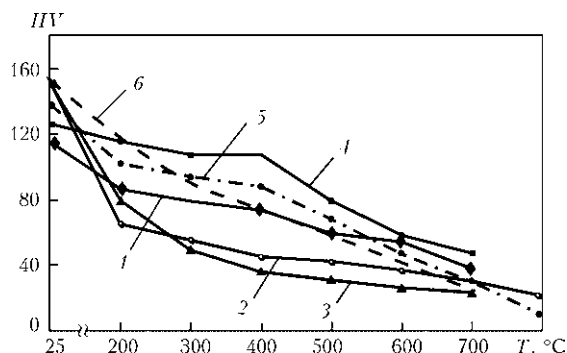


Рис. 7. Зависимость твердости электродов из различных материалов от температуры испытаний: 1 — биметаллический (наплавленный) № 30 (ИЭС); 2 — GlidCop Al-60 (США); 3 — нанокomпозиционный материал С16.102 ДИСКОМ; 4 — биметаллический (наплавленный) № 66 (ИЭС); 5 — Cu—Cr—Zr (Германия); 6 — БрХЦр («Красный Выборжец», РФ)

роды, изготовленные дуговой наплавкой и из нанокomпозиционного материала.

1. Николаев А. К., Розенберг В. М. Сплавы для электродов контактной сварки. — М.: Металлургия, 1978. — 95 с.
2. Николаев А. К., Новиков А. Н., Розенберг В. М. Хромовые бронзы. — М.: Металлургия, 1983. — 177 с.
3. Липатов Я. М. Изделия сварочной техники из новых дисперсноупрочненных композитных материалов // Монтаж и спец. работы в стр-ве. — 1975. — № 4. — С. 11.
4. Даниеля Е. П., Розенберг В. М. Внутреннеокисленные сплавы. — М.: Металлургия, 1979. — 231 с.
5. Шалунов Е. П., Равицки Г., Берент В. Я. Високоресурсные электроды контактной сварки из медных дисперсноупрочненных композиционных материалов: разработка, производство, применение // Междунар. конф. «Электрические контакты и электроды», пос. Кацивели, Крым, 15–21 сент. 2003 г. — Киев: ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины, 2003. — С. 89–92.
6. Шалунов Е. П., Давыденков В. А. Високоресурсные электроды для контактной сварки из медных композиционных материалов // Электрические контакты и электроды: Тр. ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины. — Киев: ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины, 2004. — С. 190–201.
7. ТУ У 20113410.001–98. Материалы дисперсноупрочненных для электрических контактов. Технические условия. — Введ. 02.06.98.
8. Структура, механические свойства и термическая стабильность конденсированных дисперсноупрочненных материалов Cu—Y—Mo. Сообщ. 1 / Б. А. Мовчан, В. А. Осокин, Н. И. Гречанюк, Т. А. Молодкина // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1991. — № 4. — С. 27–32.
9. Биметаллические электроды для контактной точечной сварки сталей с антикоррозионным покрытием / В. А. Аношин, В. М. Илюшенко, Н. В. Подола, А. И. Игнатенко // Современные проблемы сварки и ресурса покрытий: Сб. тез. станд. докл. Международ. конф., г. Киев, 24–27 нояб. 2003 г. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2003. — С. 6–7.
10. Яворский Ю. Д., Зельманович В. Я. Точечная и роликовая сварка малоуглеродистых сталей с защитными покрытиями // Автомат. сварка. — 1966. — № 6. — С. 59–63.
11. Бочвар А. А. Металловедение. — М.: Металлургиздат, 1956. — 494 с.

Existing methods for manufacture of heat-resistant copper alloys were analysed, and service durability of different electrode materials in spot welding of galvanised steels was evaluated. The effect of composition of electrode materials on their hardness at increased temperatures was studied.

Поступила в редакцию 18.04.2010

ВЛИЯНИЕ ГЕТТЕРНЫХ ДОБАВОК НА ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС

Академик НАН Украины **В. М. АЖАЖА**, С. Д. ЛАВРИНЕНКО, д-р техн. наук,
Г. Д. ТОЛСТОЛУЦКАЯ, д-р физ.-мат. наук, Н. Н. ПИЛИПЕНКО, канд. физ.-мат. наук,
Ю. П. БОБРОВ, А. П. СВИНАРЕНКО, А. Н. АКСЕНОВА, инженеры
(Нац. науч. центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины)

Проанализированы литературные данные о поиске геттерных материалов, которые могут быть рекомендованы для создания ловушек водорода путем введения их в конструкционные материалы и сварные соединения оборудования АЭС. Рассмотрены гибридообразующие сплавы и соединения на основе циркония, титана и ванадия как наиболее перспективные. В качестве материалов геттерных добавок для создания ловушек водорода в конструкционных материалах и сварных соединениях оборудования АЭС предложены редкоземельные металлы и их сплавы, а также бинарные соединения редкоземельных металлов с переходными металлами VIII группы.

Ключевые слова: конструкционные материалы, ресурс, физическое моделирование, металл шва, водород, геттерные добавки, ядерно-физические исследования

Как известно, водород является одной из наиболее вредных и опасных примесей в металлах и сплавах. Практический опыт и почти все экспериментальные исследования влияния водорода на процессы охрупчивания, упрочнения, длительную прочность и термическую стабильность, статическую и циклическую усталость, усталостную прочность, сопротивление усталости, ползучесть в металлах и сплавах свидетельствуют о его негативной роли в этих процессах. Достаточное содержание водорода в конструкционных материалах при определенных условиях их эксплуатации может привести к существенному охрупчиванию этих материалов и, как следствие, значительно ухудшить эксплуатационные характеристики, вплоть до полной потери работоспособности.

Одной из наиболее уязвимых частей конструкционного материала часто бывает сварной шов и зона вокруг него. Потеря его эксплуатационных характеристик из-за охрупчивания во многих случаях связана с растворенным в металле шва водородом. Сегодня все сведения о поведении водорода в металле и сплавах дают основания связывать механизмы их водородного охрупчивания с взаимодействием водорода с их микроструктурной неоднородностью: растворенными инородными атомами, вакансиями, дислокациями, границами зерен и фаз, фазовыми выделениями, микро- и макropорами, микротрещинами, включениями инородных частиц и др. Поэтому наряду с традиционным методом уменьшения вероятности водородного охрупчивания, заключающегося в

уменьшении концентрации водорода как в сварочных материалах, так и в атмосфере, в которой происходит процесс сварки, представляют интерес и другие методы предупреждения охрупчивания за счет влияния на параметры процессов диффузии водорода в сварном соединении и конструкционном материале.

Геттерные материалы. Исходя из проведенного анализа геттерных материалов на предмет их применения в качестве потенциальных материалов геттерных добавок выбраны две серии сплавов (на основе бинарной системы Fe–Y и тройной Zr–Co–Y), имеющие следующие исходные составы, мас. %: Fe90–Y10; Zr80,8–Co14,2–Y5; Fe85–Y15; Zr82,28–Co17,72; Fe65–Y35; Zr66,1–Co17,8–Y16,1; Fe57–Y43; Zr75,53–Co13,95–Y10,52.

Сплавы систем Fe–Y и Zr–Co–Y получены аргонодуговым оплавлением с нерасходуемым вольфрамовым электродом в атмосфере высокочистого аргона. Для получения равномерного распределения составных элементов слитки сплавов переплавляли несколько раз. В качестве исходных элементов использовали высокочистое железо многократной электронно-лучевой переплавки, йодидный цирконий, электролитический кобальт и иттрий чистотой 99,9 %.

Для изучения фазового состава сплавов и их структуры использовали рентгеноструктурный и металлографический анализы. Фазовый состав изготовленных сплавов определяли рентгеновским методом на дифрактометре «ДРОН-2М» в фильтруемом $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучении. Металлографические исследования проводили на микроскопе МИМ-8. Для определения микротвердости сплавов приме-

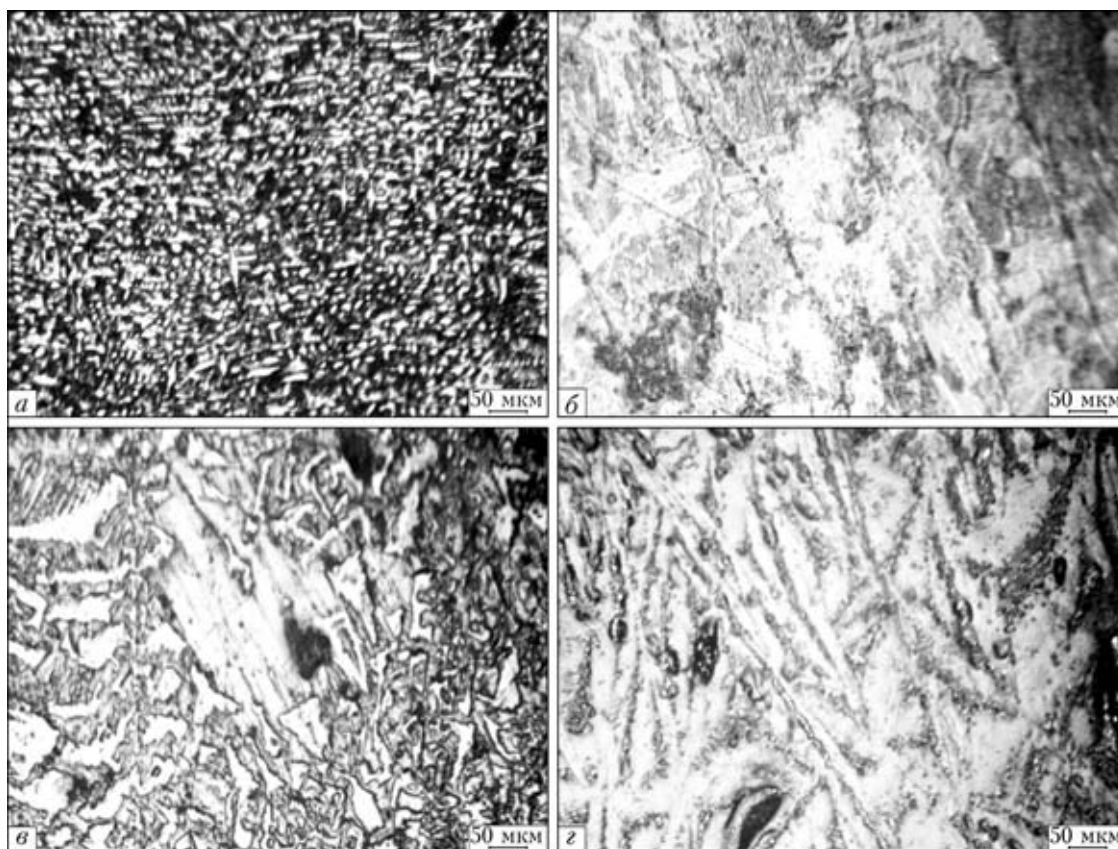


Рис. 1. Микроструктуры слитков сплавов системы Fe-Y разных составов: а — Fe90-Y10; б — Fe85-Y15; в — Fe65-Y35; г — Fe57-Y43

няли микротвердомер МВТ-3, погрешность измерений составляла $\pm 5\%$.

Поверхность образцов перед исследованиями шлифовали абразивной бумагой и полировали алмазной пастой.

Для сплавов системы Fe-Y использовали 5%-й раствор азотной кислоты в этиловом спирте (ниталь); для сплавов системы Zr-Co-Y — травитель следующего состава: 15,4 мл HF; 17,3 мл HNO₃; 17,3 мл H₂SO₄; дистиллированная вода 50 мл. В травитель добавляли кислоту H₂SO₄ для шлифования поверхности образцов, которая в процессе травления покрывалась пассивируемой пленкой.

Для исследования спектров газовой выделения применяли масс-спектрометрический анализ [1]. При этом использовали масс-спектрометр MX-7203, предназначенный для определения водорода, а также контроля газовых примесей в металлах и сплавах, которые выделяются из них при нагреве (определяет газы с массовыми числами до 60).

Гидрирование сплавов проводили при температуре 350 °C в течение 8 ч. Газовыделение водорода из сплавов до и после гидрирования имело место при повышении температуры от комнатной до 950 °C.

В соответствии с диаграммой равновесия системы Fe-Y [2] исследуемые сплавы являются двухфазными. Сплавы Fe90-Y10 и Fe85-Y15 содержат фазы α -Fe(Y) + Fe₁₇Y₂. Оценка по правилу

отрезков определяет их соотношения соответственно 38 и 62 %, 5 и 95 %. Сплавы Fe65-Y35 и Fe57-Y43 состоят из двух интерметаллидов Fe₃Y + Fe₂Y и согласно оценке по тому же правилу имеют соотношение соответственно 96 и 4 %, 14 и 86 %. На рис. 1 представлены микроструктуры поверхностей слитков сплавов системы Fe-Y указанных составов.

Количественное соотношение фаз, оцениваемое металлографически, согласуется с результатами, полученными ранее. Значения микротвердости для сплавов с возрастающим содержанием иттрия составляют 4270, 7700, 6700 и 5740 МПа.

Термодесорбция из сплавов отражает суммарный эффект газовой выделения из фаз, находящихся в них, и продуктов гидрогенолиза, образовавшихся при изготовлении и нагреве сплавов. Кривые выделения водорода при нагреве в вакууме образцов сплавов системы Fe-Y показаны на рис. 2. Вид кривых определяется главным образом содержанием водорода, находящегося в фазах сплавов, его перераспределением в них при изменении температуры, степенью растворимости водорода и его равновесным давлением над составляющими сплава.

В сплавах Fe90-Y10 и Fe85-Y15 характер термодесорбции зависит преимущественно от содержания в них фазы Fe₁₇Y₂. Данные рис. 2 согласуются с данными о термодесорбции водорода из этой фазы, приведенными в работах [3, 4].

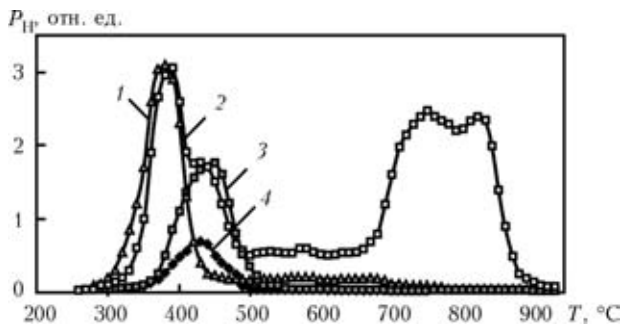


Рис. 2. Изменение парциального давления водорода P_H при нагреве в вакууме образцов сплавов системы Fe-Y после насыщения водородом при температуре 350 °C в течение 8 ч: 1 — Fe85-Y15; 2 — Fe57-Y43; 3 — Fe65-Y35; 4 — Fe90-Y10

Кривые термодесорбции сплавов Fe65-Y35 и Fe57-Y43, в которых присутствуют фазы Fe_3Y и Fe_2Y , отображают сложные превращения, происходящие с их гидридами при изменении температуры, что не противоречит данным работ [5, 6].

Анализ полученных кривых термодесорбции, а также концентрация поглощенного водорода, приведенная в таблице, показали, что сплав Fe57-Y43 по сравнению с другими сплавами системы Fe-Y поглощает наибольшее количество водорода и удерживает его до более высоких значений температуры (приблизительно 900 °C и выше).

Данные металлографии и рентгеноструктурного анализа сплавов системы Zr-Co-Y показали, что бинарный сплав Zr82,3-Co17,7 является однофазным и представляет собой интерметаллид ZrCo с параметрами ромбической решетки $a = 8,945$ ($\Delta = 0,002$); $b = 10,875$ ($\Delta = 0,013$); $c = 3,270$ ($\Delta = 0,003$) и объемом элементарной ячейки $V = 318,10$ ($\Delta = 0,740$), что хорошо согласуется с данными работы [7].

Сплав Zr80,8-Co14,2-Y5 состоит из трех фаз (ZrCo, α -Zr и α -Y), имеющих соответственно следующие кристаллографические параметры: $a = 8,915$ ($\Delta = 0,250$), $b = 10,914$ ($\Delta = 0,030$), $c = 3,298$ ($\Delta = 0,019$) и $V = 320,92$ ($\Delta = 3,820$); $a = 3,238$ ($\Delta = 0,003$), $c = 5,161$ ($\Delta = 0,001$); $a = 3,649$ ($\Delta = 0,004$), $c = 5,752$ ($\Delta = 0,030$).

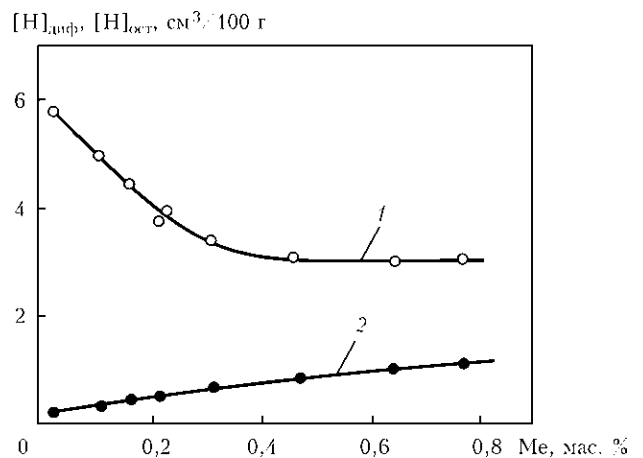


Рис. 3. Влияние РЗЭ в покрытии электродов на концентрацию диффузионного (1) и остаточного (2) водорода [11]

Сплав Zr75,5-Co14-Y10,5 состоит из таких же фаз, как и предыдущий сплав, и эти фазы имеют соответственно параметры: $a = 8,932$ ($\Delta = 0,008$), $b = 10,955$ ($\Delta = 0,400$), $c = 3,273$ ($\Delta = 0,001$) и $V = 320,23$ ($\Delta = 1,560$); $a = 3,231$ ($\Delta = 0,004$), $c = 5,161$ ($\Delta = 0,004$); $a = 3,652$ ($\Delta = 0,005$), $c = 5,735$ ($\Delta = 0,020$).

В сплаве Zr66,1-Co17,8-Y16,1 из выявленных металлографически трех фаз точно идентифицирована только фаза Zr_3Co .

Сложные профили кривых термодесорбции сплавов системы Zr-Co-Y, которые прошли гидрирование, свидетельствуют о том, что при изменении температуры в них происходят существенные структурные изменения. Газовыделение водорода из этих сплавов имеет место практически во всем исследуемом интервале температур, а для сплава Zr75,5-Co14-Y10,5 не прекращается при максимальной температуре около 950 °C. Данные таблицы свидетельствуют о том, что из всех исследуемых в работе сплавов системы Zr-Co-Y этот сплав поглощает и удерживает наибольшую долю водорода.

Введение добавок редкоземельных элементов (РЗЭ), которые имеют сильное сродство с газами и другими элементами внедрения, приводит

Содержание водорода в образцах сплавов до и после насыщения их водородом при температуре 350 °C в течение 8 ч

Системы	Сплав	Концентрация водорода в исходных сплавах		Концентрация водорода в сплавах после их насыщения водородом при температуре 350 °C	
		см ³ /100 г	%	см ³ /100 г	%
Fe-Y	Fe90-Y10	89	0,008	1400	0,13
	Fe85-Y15	46	0,004	3300	0,30
	Fe65-Y35	64	0,006	6700	0,60
	Fe57-Y43	138	0,012	15300	1,38
Zr-Co-Y	Zr82,3-Co17,7	81	0,007	14100	1,27
	Zr80,8-Co14,2-Y5	106	0,010	22400	2,02
	Zr75,5-Co14-Y10,5	206	0,020	22800	2,05
	Zr66,1-Co17,8-Y16,1	170	0,015	16400	1,48

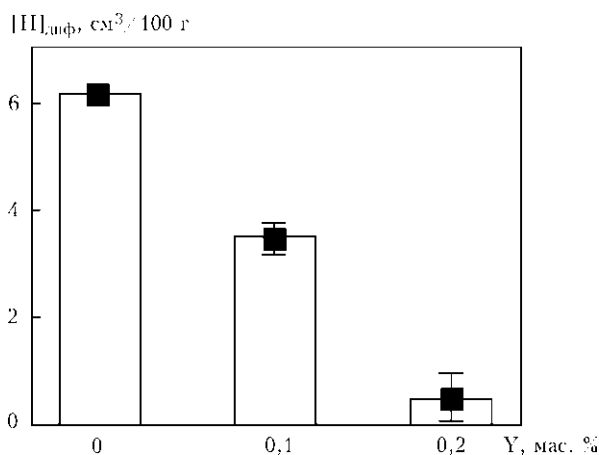


Рис. 4. Влияние массовой доли иттрия в середине порошковых проводов (электродов) на концентрацию диффузионного водорода в металле шва, выполненного сваркой в смеси газов Ar + 0,1 % H₂ [11]

к изменению свойств металлов и сплавов. Наличие в твердом растворе даже малого количества иттрия, лантана, скандия, цезия заметно изменяет диффузионную подвижность атомов, упругие поля дислокаций и границ раздела, а следовательно, природу и кинетику выделений. Особенный интерес представляют исследования влияния РЗЭ на эволюцию структурно-фазового состояния и стойкость материалов при облучении. Эффект влияния РЗЭ на радиационную стойкость зависит от их концентрации, наличия газовых примесей в твердом растворе и других факторов. Положительное влияние микролегирования РЗЭ можно объяснить увеличением плотности центров образования вторичной фазы и усилением распада исходного метастабильного твердого раствора [8, 9].

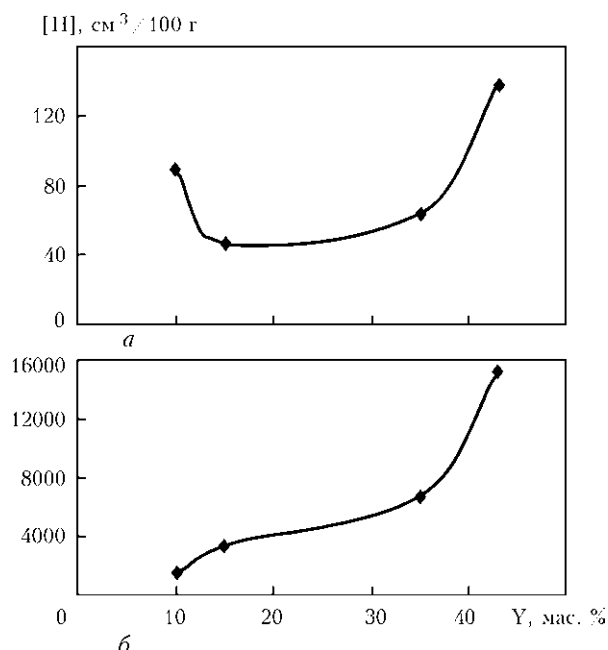


Рис. 5. Концентрация водорода, выделившегося из образцов сплавов системы Fe–Y, до (а) и после (б) их гидрирования

Следует отметить, что чистые РЗЭ являются относительно дорогими, к тому же при легировании радиационно стойких сталей и сплавов возникают технологические трудности, связанные с обеспечением их равномерного распределения в твердом растворе, где их действие на радиационную стойкость оптимальное [8, 9]. При выплавке сплавов из-за высокой химической активности взаимодействия РЗЭ со шлаком, покрывающим расплав, они практически не поступают в металл. Кроме того, РЗЭ имеют высокую упругость пара [10], а скандий еще и низкую плотность, поэтому при введении в чистом виде (даже в защитной атмосфере) их расход необоснованно велик. С точки зрения экономии оправданно получать лигатуры РЗЭ из их химических соединений путем металлотермического восстановления.

В работе показано, что введение в металл шва добавок РЗЭ приводит к снижению доли диффузионного водорода в металле шва (рис. 3, 4), поскольку они связывают водород и освобождают при этом матрицу сплава.

Изменение концентрации водорода, выделившегося из образцов сплавов Fe–Y до и после их гидрирования, приведено на рис. 5. Видно, что увеличение содержания иттрия в сплаве приводит к росту концентрации поглощенного водорода, особенно это заметно после гидрирования этих сплавов.

Концентрация водорода, выделившегося из образцов сплавов системы Zr–Co–Y до и после их гидрирования, показана на рис. 6. Из рисунка видно, что концентрация водорода максимальная при содержании иттрия от 5 до 10 мас. %, с повышением его содержания до 15 мас. % она уменьшается.

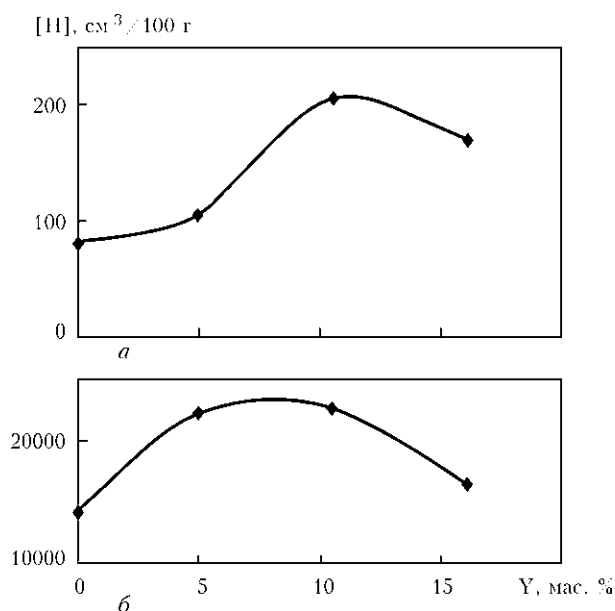


Рис. 6. Концентрация водорода, выделившегося из образцов сплавов системы Zr–Co–Y, до (а) и после (б) их гидрирования

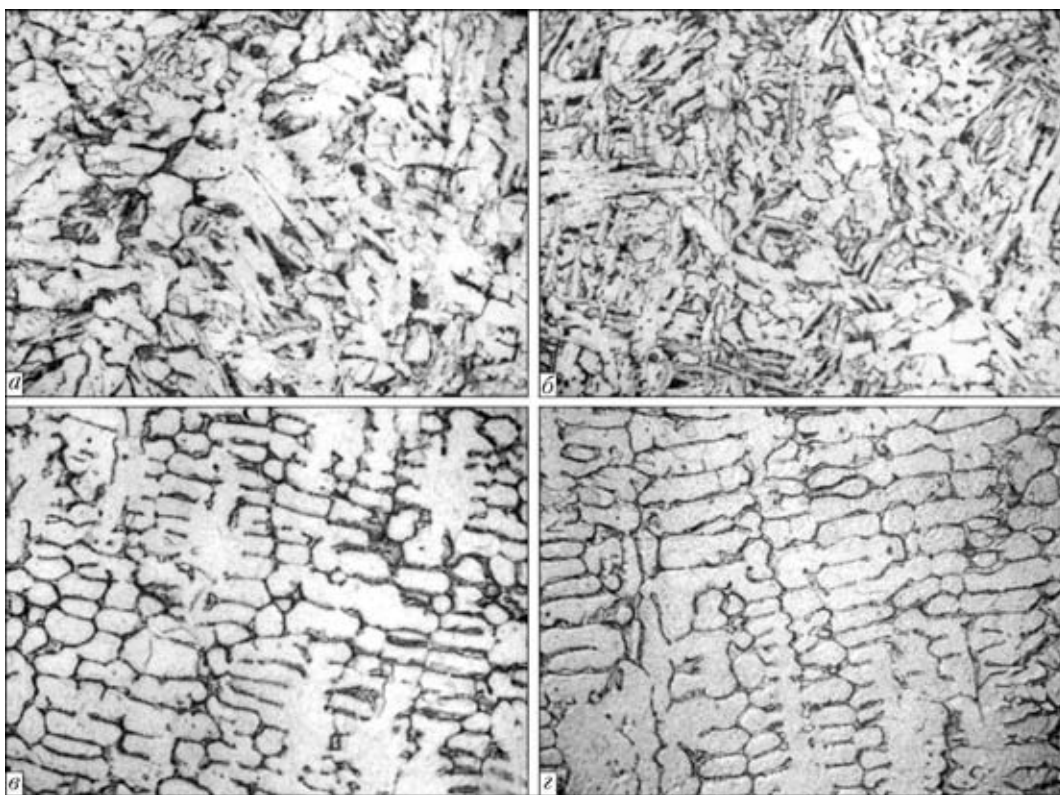


Рис. 7. Микроструктуры ($\times 300$) поверхности образцов сплавов с геттерными добавками, содержащими 10 (а), 15 (б), 35 (в) и 43 мас. % (з) Y

Модельные сварные швы с геттерными добавками. Для исследований изготовлены модельные образцы сплавов, имитирующие сварные швы со специально введенными в него геттерными добавками, способными эффективно поглощать, накапливать и удерживать водород. Эти сплавы состоят из 95 мас. % Fe и 5%-й добавки интерметаллидов системы Fe–Y. Добавки интерметаллидов имели следующие составы, мас. %: Fe90–Y10; Fe85–Y15; Fe65–Y35; Fe57–Y43.

На основании металлографического анализа поверхности образцов определено, что сплавы исследуемых составов состоят из двух фаз — Fe(FeY) и FeY + Fe. Распределение введенного интерметаллида в железо происходит равномерно по всему объему. Зерна одной фазы занимают значительно большую поверхность шлифа, другая фаза в виде тонких прослоек расположена между зернами первой и образует своеобразный каркас. Микроструктуры поверхности образцов сплавов приведены на рис. 7.

Микроструктуры поверхностей модельных сплавов с геттерными добавками, содержащими 10 и 15 мас. % Y, сходны, подобны также между собой микроструктуры поверхностей сплавов с геттерными добавками, содержащими 35 и 43 мас. % Y, что, возможно, связано с различием в составе фаз в первом и втором случае. Значение микротвердости в фазе Fe(FeY) этих сплавов (при увеличении содержания иттрия в геттерной добавке) составляет 1250, 1280, 1210 и 1270 МПа.

Кривая 1 на рис. 8 характеризуется сложным профилем, заметное выделение водорода начинается при температуре приблизительно 300 °C и заканчивается при 900 °C; кривая 2 имеет максимум при температуре около 600 °C, основное выделение водорода происходит при температуре от 400 до 900 °C.

Результаты термодесорбции водорода из сплава с геттерной добавкой, содержащей 10 мас. % Y (рис. 8), согласуются с данными исследования термодесорбции водорода из сплава Fe90–Y10 [12] и не противоречат данным о термодесорбции водорода из интерметаллида Fe₁₇Y₂, представленным в работе [13]. На вид кривой 2 и абсолютную величину наблюдаемого пика десорбции водорода, как и в нашем случае, влияет характер диффузии водорода через железную матрицу. Содержание железа может существенно влиять на диф-

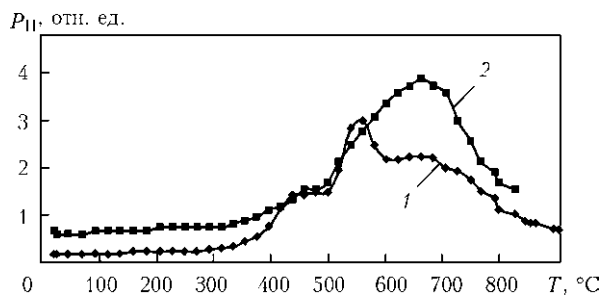


Рис. 8. Изменение парциального давления водорода P_H при нагреве в вакууме образцов сплава с геттерной добавкой, содержащей 10 мас. % Y, до (1) и после (2) гидрирования

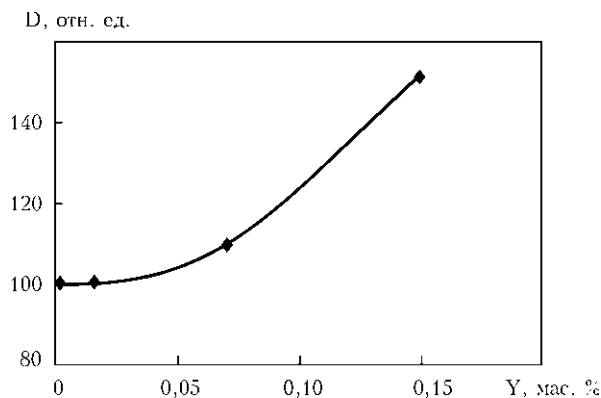


Рис. 9. Содержание D дейтерия, выделившегося из образцов с введенным иттрием после облучения ионами D^{2+} с энергией 12 кэВ до дозы $5 \cdot 10^{16} D/cm^2$

фузию водорода и амплитуду наблюдаемых пиков термодесорбции [14].

Ядерно-физическое исследование распределения водорода и его изотопов в модельных сварных швах нового типа. Насыщения образцов дейтерием проводили на установке «Имплантатор» с безмасляной системой откачки, что обеспечивает давление остаточных газов в камере мишени на уровне $(2...3) \cdot 10^{-4}$ Па. Образцы облучали ионами дейтерия D^{2+} с энергией $E = 10$ кэВ (5 кэВ/ D^+) до дозы $(0,5...4,0) \cdot 10^{16} D/cm^2$.

Отжиг образцов при температуре $300...1200$ °С осуществляли прямым пропусканием тока при скорости роста и снижения температуры 7 К/с $^{-1}$.

После облучения распределение по глубине имплантированных частиц измеряли с помощью ядерной реакции $D(^3He, p)^4He$ с использованием пучков 3He ($E = 700$ кэВ). Измерения выполняли на электростатическом ускорителе ЕСУ-2 в геометрии прямого рассеяния. Пучок ионов 3He падал на поверхность образца под углом 30° , а продукты ядерной реакции регистрировались под углом 60° по отношению к анализируемому пучку. Диаметр пучка при облучении составлял 3 мм, а при анализе — 2 мм. Разделение по глубине проникновения в геометрии прямого рассеяния

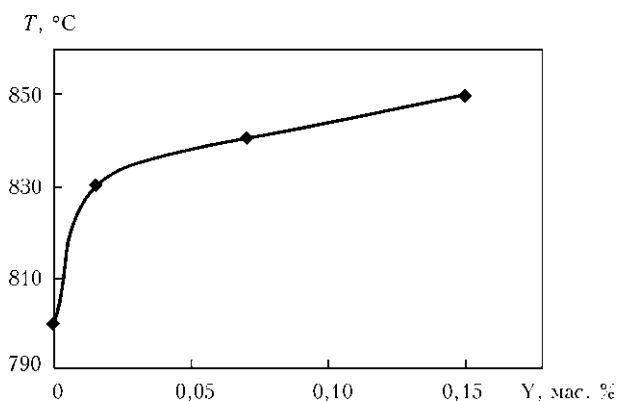


Рис. 10. Влияние температуры на максимальное газовыделение водорода из металла модельных швов с различным содержанием введенного иттрия

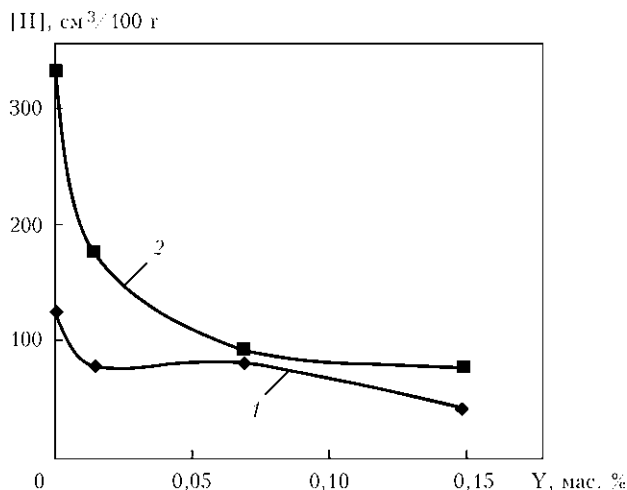


Рис. 11. Изменение концентрации водорода, выделившегося из металла модельных швов, в зависимости от содержания введенного иттрия в исходном состоянии (1) и после (2)

составляло 30 нм. Детальнее эта методика описана в работе [15].

Содержание дейтерия, выделившегося после облучения D^{2+} с энергией 12 кэВ до дозы $5 \cdot 10^{16} D/cm^2$ из образцов сплавов с введенным иттрием, показано на рис. 9, из которого видно, что при повышении содержания введенного в сплав иттрия, содержание выделившегося дейтерия увеличивается. Это свидетельствует о том, что при насыщении дейтерием металла сварных швов дейтерий ведет себя как остаточный элемент (по сравнению с рис. 3).

Методом масс-спектрометрического анализа исследован температурный интервал на газовыделение водорода в зависимости от содержания введенного иттрия. На рис. 10 видно, что с повышением содержания иттрия в металле модельных швов температура, при которой происходит максимальное газовыделение водорода, сдвигается в область высоких температур. Это свидетельствует о том, что при большом содержании иттрия водород удерживается сильнее в металле модельных швов.

Как видно из рис. 11, концентрация выделившегося водорода уменьшается с увеличением содержания введенного иттрия. Это свидетельствует о том, что поглощенный водород удерживается иттрием в металле модельных сварных швов, т. е. является диффузионным. При увеличении времени насыщения водородом металла модельных швов концентрация поглощенного водорода иттрием возрастает (рис. 12).

При сравнении рис. 9 и рис. 12 можно обнаружить следующую закономерность: с увеличением содержания иттрия происходит концентрация выделившихся дейтерия и водорода. Возможно, существует предельная концентрация водорода (дейтерия), начиная с которой изменяется механизм удержания водорода (дейтерия) иттрием,

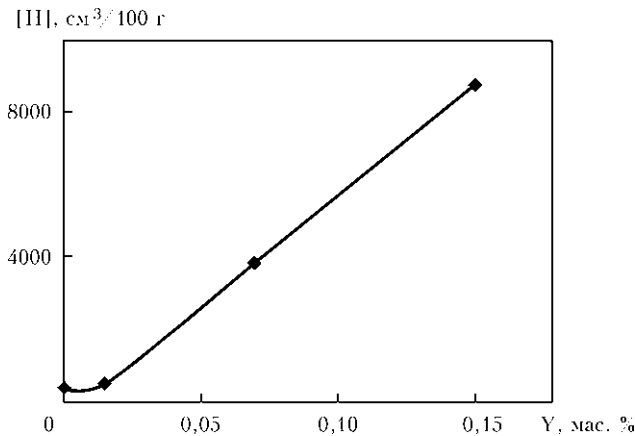


Рис. 12. Изменение концентрации водорода, выделившегося из металла модельных швов, в зависимости от содержания введенного иттрия после гидрирования

при этом водород из диффузионного становится остаточным.

На рис. 13 показано пространственно-концентрационное распределение дейтерия по глубине d слоя, на который он имплантируется (его изменяют с помощью приведенной выше методики), в металле модельных швов с различным содержанием иттрия.

Кривая изменения содержания дейтерия является ниспадающей с полушириной около 200 нм.

В этой области сосредоточена основная часть захваченного дейтерия. Часть оставшегося имплантированного газа, равномерно распределяется в решетках на максимальную глубину 1,8 мкм, на которой осуществляли анализ в модельных швах ^3He при энергии 1,4 МэВ. Проникновение дейтерия на глубины, значительно превышающие его пробег, по-видимому, обусловлено насыщением слоя проникновения и появлением высокоподвижной компоненты газа, способной беспрепятственно мигрировать в глубь образца.

Все составляющие распределения дейтерия в металле модельных швов (а именно, его содержание на поверхности и в слое проникновения, в «хвосте» распределения и общее содержание удержанного в образцах дейтерия) возрастают практически линейно по мере увеличения содержания иттрия в металле шва (рис. 14). Накопление дейтерия возрастает в образцах модельных швов с большим содержанием геттерной добавки.

Таким образом, получена серия сплавов системы Fe-Y и Zr-Co-Y различного состава. Исследован их фазовый состав и термодесорбционные свойства. Показано, что эти сплавы характеризуются достаточно высокой температурой удержания водорода, и поэтому могут рассматриваться как материалы для геттерных добавок

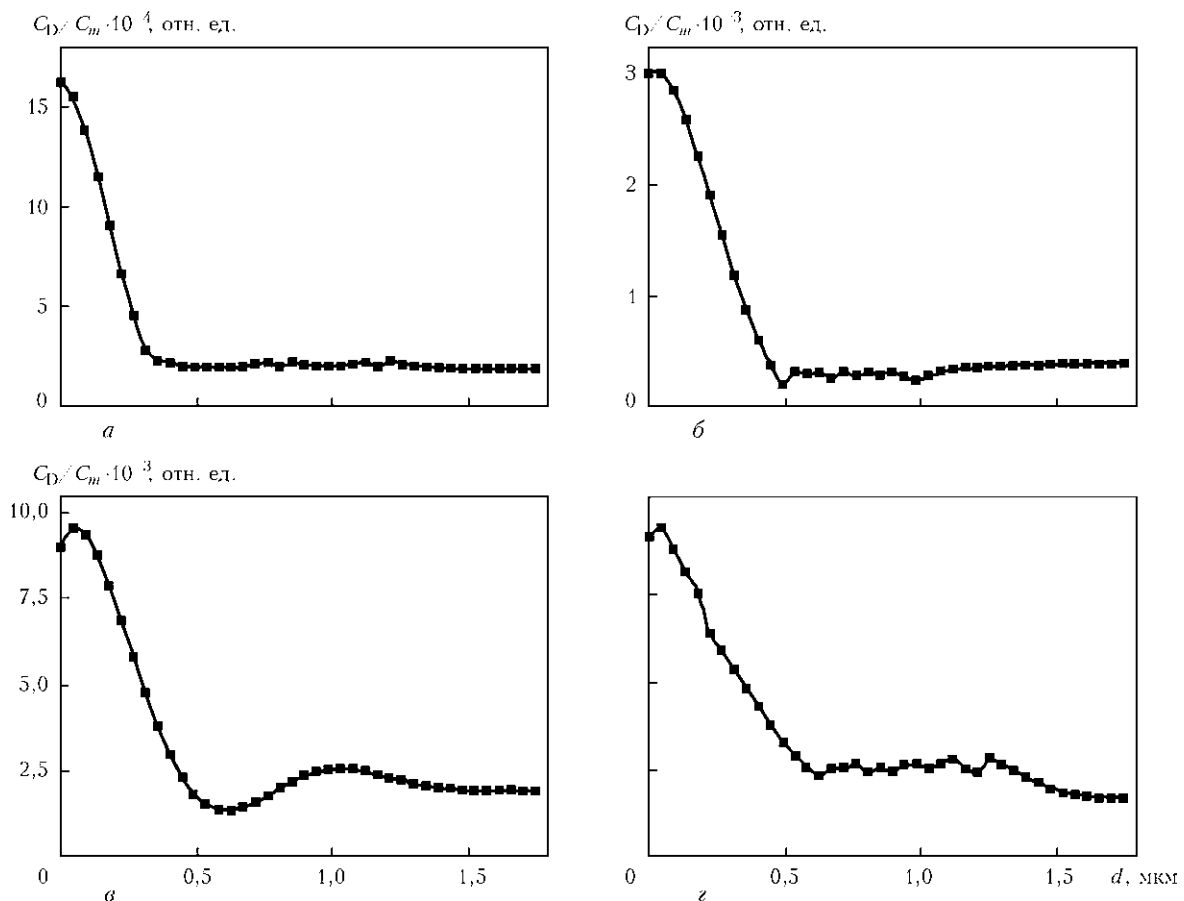


Рис. 13. Распределение дейтерия по глубине (C_D/C_m — отношение атомов дейтерия к атомам матрицы), ионно-имплантированного при комнатной температуре с энергией 6 кэВ до дозы $5 \cdot 10^{16}$ Д/см², в металле модельных швов с 10 (а), 15 (б), 35 (в) и 43 мас. % (г) Y

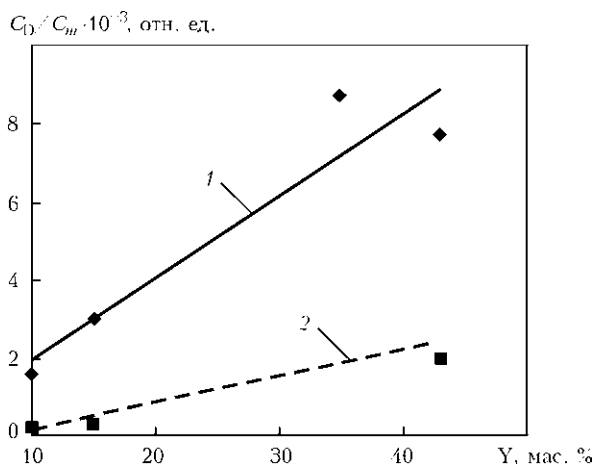


Рис. 14. Влияние содержания иттрия в металле модельных швов на поверхностную концентрацию (1) и концентрацию ионно-имплантированного дейтерия на глубине 0,5...1,8 мкм (2) при комнатной температуре с энергией 6 кэВ до дозы $5 \cdot 10^{16}$ D/cm²

с целью создания ловушек водорода в конструкционных материалах и сварных соединениях оборудования АЭС, способствующих улучшению их эксплуатационных характеристик путем уменьшения влияния водорода.

Концентрация водорода, выделяющегося из геттерных добавок системы Zr–Y, возрастает с увеличением содержания введенного иттрия.

Получена серия модельных швов сварных соединений с различным содержанием геттерных добавок. Показано, что концентрация водорода, выделяющегося из металла сварных швов, уменьшается с возрастанием содержания иттрия в геттерной добавке. Это свидетельствует о том, что поглощенный водород удерживается иттрием в металле модельных сварных швов.

Проведены ядерно-физические исследования распределения водорода и его изотопов в металле модельных сварных швах нового типа. Пространственно-концентрационное распределение дейтерия в металле модельных сварных швов показало, что содержание поглощенного дейтерия возрастает с увеличением содержания иттрия.

1. Исследование газовой выделенности при нагреве в вакууме гидрированного сплава Nd–Fe–B / В. М. Ажажа, Ю. П. Бобров, А. М. Бовда и др. // *Вопр. атом. науки и техники*.

The paper gives analysis of literature data on searching for getter materials, which can be recommended for creation of hydrogen traps by introducing them into structural materials and welded joints of NPP equipment. Hydride-forming alloys and compounds based on zirconium, titanium and vanadium are considered as the most promising ones. Rare earth metals and their alloys, binary compounds of rare-earth metals with transition metals of VIII group are proposed as materials of getter additives to create hydrogen traps in structural materials and welded joints of NPP equipment

Сер. Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники. — 2006. — № 1. — С. 156–159.

2. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник* / Под ред. Н. П. Лякишева. В 3 т. Т.1. — М.: Машиностроение, 1996. — С. 447–448.
3. Wirth S., Skomski R., Coey J. M. D. Hydrogen in R₂Fe₁₇ intermetallic compounds // *Structural, thermodynamics and magnetic properties. Res. Pap. Phys. Astronomy*. — 1998. — № 9. — P. 5700–5707.
4. Синтез тройных гидридов и нитридов R₂Fe₁₇ (R–Y, Tb, Dy, Ho, Er) и влияние элементов внедрения (H₂, N₂) на магнитную анизотропию и магнитострикцию / С. А. Никитин, Е. А. Овченко, И. С. Терешина и др. // *Металлы*. — 1998. — № 2. — С. 111–116.
5. Колачев Б. А., Шалин Р. Е., Ильин А. А. Сплавы-накопители водорода: Справ. — М.: Металлургия, 1995. — 120 с.
6. Fernandez study of the multiplex deuterium thermodesorption in YFe₂D_x (1,3 < x < 4,2) by DSC, TD and in situ neutron diffraction / T. Leblond, V. Paul-Boncour, F. Cuevas et al. // *Intern. J. Hydrogen Energy*. — 2009. — 34, issue 5. — P. 11–14.
7. База данных PCPDF // *Intern. Center for Diffraction Data*, 1996. — P. 20–23.
8. Зеленский В. Ф., Неклюдов И. М. Влияние редкоземельных элементов на радиационную стойкость материалов // *Радиационное материаловедение: Тр. междунар. конф., г. Харьков, сент., 1991 г.* — Т. 2. — Харьков, 1991. — С. 45–57.
9. Alternative polarity recombination centers of point defects / A. S. Bakaj, V. V. Gann, V. F. Zelensky, I. M. Heklyudov // *Effects of Radiation on Materials*. — 1990. — 1. — P. 623–631.
10. Савицкий Е. М., Бурханов Г. С. Редкие металлы и сплавы. Физико-химический анализ и материаловедение. — М.: Наука, 1980. — 255 с.
11. *Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами* / И. К. Походня, И. Р. Явдошин, А. П. Пальцевич и др. — Киев: Наук. думка, 2004. — 240 с.
12. Геттерные сплавы для создания ловушек водорода в конструкционных материалах и сварных соединениях оборудования АЭС / В. М. Ажажа, С. Д. Лавриненко, А. П. Свиначенко и др. // *Вопр. атом. науки и техники. Сер. Вакуум, чистые металлы, сверхпроводники*. — 2009. — № 6. — С. 127–133.
13. Skomski R. Hydrogen/in R₂Fe₁₇ intermetallic compounds // *Structural, thermodynamics and magnetic properties. Res. Pap. Phys. and Astronomy*. — 2006. — P. 5700–5707.
14. Role of iron for hydrogen absorption mechanism in zirconium alloys / K. Kakinchi, N. Itagaki, T. Furuya et al. // *J. ASTM Intern.* — 2004. — 1, № 10. — P. 349–365.
15. Сочетание метода ядерных реакций, термодесорбционной спектроскопии и двухпучкового облучения при исследовании поведения гелия и водорода в конструкционных материалах / С. А. Карпов, И. Е. Копанец, И. М. Неклюдов и др. // *Тр. XIV междунар. совещ. «Радиационная физика твердого тела», г. Севастополь, 5–10 июля 2004 г.* — Севастополь, 2004. — С. 592–596.

Поступила в редакцию 09.03.2010

ВЛИЯНИЕ ИТТРИЯ НА ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ВОДОРОДА И СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА ШВОВ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

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

Исследован переход иттрия в наплавленный высокопрочный низколегированный металл при сварке порошковыми проволоками в защитном газе и покрытыми электродами основного типа. С применением термодесорбционного анализа установлено взаимодействие иттрия с растворенным водородом с образованием остаточного водорода в зависимости от концентрации иттрия. Показано влияние иттрия на микроструктуру наплавленной низколегированной стали и механические характеристики металла.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные низколегированные стали, модифицирование металла шва, иттрий, перераспределение водорода, термодесорбционный анализ водорода, структура, механические свойства

Применение иттрия и других редкоземельных металлов (РЗМ) известно как средство микролегирования и модифицирования сталей и сварных швов с целью улучшения их механических свойств [1–6]. Наряду с этим иттрий, церий, лантан, неодим, празеодим образуют соединения с водородом, благодаря чему снижается флокентность сталей [7].

Применение РЗМ в сварочных материалах с целью улучшения служебных характеристик металла швов освещено в работах [4–6]. Особый интерес представляют исследования, направленные на поиск снижения склонности сварных швов и соединений к водородному растрескиванию на высокопрочных низколегированных сталях (ВПНЛ). Попытки перераспределения водорода, поглощенного сварочной ванной, изложены в работах [6, 8, 9]. Однако количество проведенных исследований невелико, а их результаты содержат ряд противоречивых данных, касающихся влияния введения РЗМ на поведение водорода в металле сварных швов.

В настоящей работе рассматриваются исследования влияния иттрия на возможность перераспределения поглощенного водорода между диффузионной и остаточной формами и особенности изменения структуры и механических свойств металла шва. Ввиду высокого сродства иттрия к кислороду сравнивали эффект введения иттрия в металл сварочной ванны с применением порошковой проволоки, предназначенной для сварки в защитных газах, и покрытых электродов. Содержание иттрия в металле сварных швов определяли с использованием высокочувствительного эмиссионного спектрометра с индуктивно связанной

плазмой iCAP 6000. Химический состав металла определяли с помощью прибора «Спектровак-1000». Содержание диффузионного водорода в металле сварных швов измеряли в соответствии с требованиями ГОСТ 23338–91 хроматографическим методом с применением газоанализатора ОБ 2781П.

Измерение содержания остаточного водорода в образцах металла швов выполняли в автоматическом режиме термодесорбционным методом, изложенным в работе [10] и усовершенствованным для измерения содержания остаточного водорода $[H]_{\text{ост}}$ и исследования термодесорбции водорода из металлов.

Исследовали переход иттрия в металл шва и перераспределение поглощенного водорода при сварке порошковой проволокой ПП-АН 70 диаметром 1,6 мм, в сердечник которой вводили сплав системы Fe–Y. Сварку в среде аргона высокой чистоты выполняли на токе 220 А обратной полярности. В табл. 1 приведен химический состав многослойного наплавленного металла в зависимости от содержания иттрия в проволоке, диффузионного водорода в наплавленном металле $[H]_{\text{диф. н.м}}$ и $[H]_{\text{ост}}$ в однослойных швах.

Ниже приведены результаты анализа неметаллических включений в образце, полученном при сварке проволокой П4. Химический состав неметаллических включений определяли растровым электронным микроскопом «Jeol JSM-35CF» и дисперсионным энергоанализатором INCA Energy 350 фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания). Состав неметаллических включений в образце, наплавленном проволокой П4, следующий, мас. %: 21,8 Y; 41,0 O; 13,7 Mn; 4,0 Si; 1,8 Al; 15,1 Ti; 2,6 S.

С увеличением содержания иттрия в сердечнике порошковой проволоки и благодаря его вы-

Таблица 1. Химический состав (мас. %) наплавленного металла в зависимости от содержания иттрия в порошковой проволоке

Порошковая проволока	Содержание иттрия в проволоке	C	Si	Mn	Al	Ti	Y	Концентрация водорода, мл/100 г	
								$[H]_{\text{диф. н.м}}$	$[H]_{\text{ост}}$
П1 (ППАН 70)	0	0,08	0,71	1,6	<0,05	<0,08	0	$\frac{2,2...4,4}{3,5 \times 3}$	0,6
П2	0,3	0,08	0,74	1,7	<0,05	<0,08	0,008	$\frac{4,6...5,0}{4,7 \times 3}$	0,5
П3	0,8	0,09	0,90	1,8	0,11	0,064	0,013	$\frac{6,1...6,8}{6,3 \times 3}$	0,9
П4	1,6	0,10	0,95	1,7	0,15	0,250	0,055	$\frac{6,7...8,7}{7,7 \times 2}$	6,0

Примечание. Здесь и в табл. 6 в числителе приведены крайние значения $[H]_{\text{диф. н.м}}$, а в знаменателе — средние значения по указанному числу проб.

сокой раскислительной способности в металле шва повышается содержание кремния, алюминия и титана, имеет место увеличение содержания $[H]_{\text{диф. н.м}}$ и особенно $[H]_{\text{ост}}$ в металле швов, выполненных проволоками П3 и П4 (табл. 1).

Можно предположить, что благодаря наличию водорода в сплаве системы Fe–Y, а также гидратации его при изготовлении и хранении проволок увеличивается содержание водорода, поглощенного сварочной ванной.

Для детального исследования возможности перераспределения поглощенного водорода в зависимости от содержания иттрия в металле измеряли содержание диффузионного водорода $[H]_{\text{диф}}$ в пробах металла сварочной ванны, отобранных кварцевой трубкой при наплавке четвертого слоя (табл. 2), и проводили термодесорбционный анализ $[H]_{\text{ост}}$. Полученные пробы через 1...2 с охлаждали в воде и хранили в жидком азоте до анализа.

При содержании иттрия от 0,013 до 0,053 мас. % имеет место высокое содержание $[H]_{\text{ост}}$ и возникает пик остаточного водорода (рис. 1) с максимальной температурой 340...350 °С.

Известно [11], что разложение гидрида иттрия $YH_{1,6}$ при нагреве происходит в две стадии — при температуре 360...410 и 1100...1300 °С. На второй стадии при нагреве моногидрид иттрия переходит в металлический иттрий. При содержании иттрия 0,013 мас. % и более он находится в шве в неметаллических включениях и в растворе

железа [12], благодаря чему образуется связь растворенного водорода с иттрием.

В опытах по сварке электродами с основным покрытием в покрытие вводили FeY (Y = 26 мас. %) или AlNiY (Y = 13,3 мас. %).

В табл. 3 и 4 приведены химические составы многослойного металла, наплавленного опытными электродами на постоянном токе 160...170 А обратной полярности. С повышением содержания FeY и AlNiY в покрытии происходит небольшое увеличение содержания иттрия в наплавленном металле обеих серий электродов, при этом содержание $[H]_{\text{ост}}$ остается практически неизменным (рис. 2).

В серии экспериментов по сварке электродами, в покрытие которых вводили FeY+ПАМ, оценивали возможность повышения перехода иттрия в металл шва путем введения в покрытие сильных раскислителей — алюминия и магния.

В табл. 5 приведен химический состав многослойного металла, наплавленного на постоянном токе 160...170 А обратной полярности, в табл. 6 — результаты измерения содержания $[H]_{\text{диф. н.м}}$ и $[H]_{\text{ост}}$.

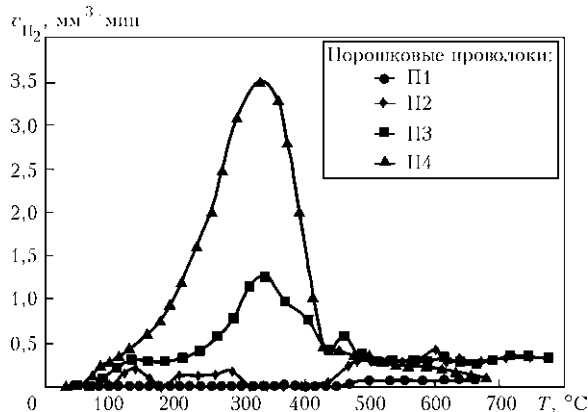


Рис. 1. Спектр термодесорбции остаточного водорода из проб, отобранных в кварцевую ампулу (средняя скорость нагрева образца составляет около 7 град/мин)

Таблица 2. Распределение водорода в металле, наплавленном порошковыми проволоками, в среде аргона

Порошковая проволока	$[H]_{\text{диф}}$, мл/100 г	$[H]_{\text{ост}}$, мл/100 г
П1	3,8	0,2
П2	4,9	0,2
П3	4,8	1,9
П4	4,6	4,6

Таблица 3. Химический состав (мас. %) металла, наплавленного электродами с FeY в покрытии

Индекс электрода	Содержание Y в покрытии	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Al	Ti	Y
ИП 1	0	0,043	0,274	0,98	0,007	0,015	0,88	2,36	0,45	0,18	0,007	0,005	—
ИП 2	0,026	0,041	0,276	0,99	0,006	0,014	0,86	2,35	0,45	0,18	0,006	0,006	0,0001
ИП 3	0,052	0,044	0,256	0,99	0,007	0,016	1,02	2,37	0,46	0,18	0,006	0,006	0,0001
ИП 4	0,078	0,044	0,281	1,02	0,006	0,015	0,77	2,35	0,47	0,18	0,006	0,007	0,0001
ИП 5	0,156	0,044	0,252	1,00	0,005	0,015	0,94	2,53	0,53	0,18	0,007	0,007	0,0002
ИП 6	0,26	0,048	0,280	1,02	0,006	0,015	0,85	2,38	0,44	0,17	0,006	0,007	0,0006

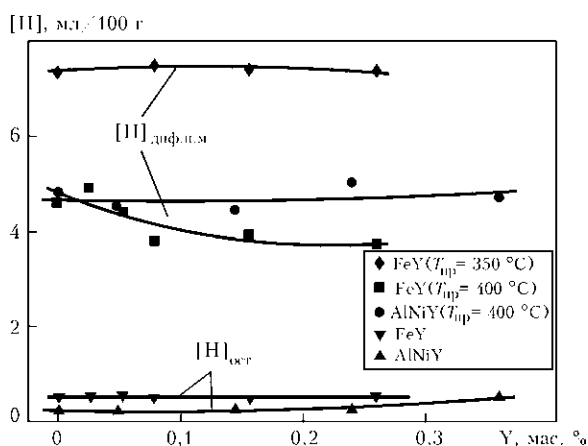
Таблица 4. Химический состав (мас. %) металла, наплавленного электродами с AlNiY в покрытии

Индекс электрода	Содержание Y в покрытии	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Al	Ti	Y
ИП 7	0	0,035	0,278	0,95	0,005	0,012	0,83	2,14	0,45	0,21	0,007	0,005	—
ИП 8	0,043	0,035	0,320	1,00	0,006	0,014	0,87	2,33	0,46	0,21	0,008	0,007	0,0001
ИП 9	0,128	0,048	0,381	1,08	0,006	0,013	0,88	2,32	0,47	0,16	0,009	0,009	0,0001
ИП 10	0,212	0,042	0,466	1,18	0,007	0,014	0,88	2,39	0,48	0,16	0,011	0,008	0,0001
ИП 11	0,320	0,046	0,571	1,25	0,007	0,015	0,93	2,45	0,51	0,23	0,015	0,009	0,0002

Таблица 5. Химический состав (мас. %) металла, наплавленного электродами с FeY + ПАМ в покрытии

Индекс электрода	Содержание ПАМ и Y в покрытии	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	V	Al	Ti	Y
ИП 12	—	0,079	0,278	1,20	0,015	0,021	0,94	0,45	0,21	0,007	0,016	—
ИП 13	ПАМ — 1,5	0,081	0,347	1,30	0,015	0,024	0,98	0,44	0,23	0,009	0,017	—
ИП 14	Y — 0,56, ПАМ — 1,5	0,090	0,376	1,29	0,013	0,021	0,94	0,44	0,23	0,009	0,017	0,0006
ИП 15	ПАМ — 3,0	0,087	0,490	1,42	0,013	0,022	0,98	0,45	0,24	0,013	0,022	—
ИП 16	Y — 0,56, ПАМ — 3,0	0,097	0,460	1,41	0,013	0,025	0,99	0,46	0,23	0,013	0,025	0,001

Введение порошка алюминиево-магниевого (ПАМ) в покрытие приводит к существенному повышению содержания кремния, марганца, алюминия, титана и иттрия (табл. 5). Содержание $[H]_{\text{ост}}$ остается практически постоянным (табл. 6), в спектре термодесорбции (рис. 3), отсутствует пик водорода в области температуры 340 °С.

Рис. 2. Зависимость содержания $[H]_{\text{диф. н.м}}$ и $[H]_{\text{ост}}$ от содержания иттрия в покрытии электродов

Введение иттрия в электродное покрытие совместно с ПАМ позволяет повысить содержание иттрия в металле шва до 0,001 мас. %. Однако перераспределение водорода при этом не наблюдалось.

Влияние иттрия на структуру металла и содержание неметаллических включений исследовали на образцах десятислойных швов, выполненных на следующем режиме: $I_{\text{св}} = 160...165$ А (постоянный, обратная полярность); $U_{\text{д}} = 24...26$ В; $v_{\text{св}} = 8...9$ м/ч; опытные электроды.

Микроструктуры металла многослойного шва исследовали на микроскопе «Neophot-32». Микроструктура, представленная на рис. 4, получена с помощью фотокамеры «Olympus».

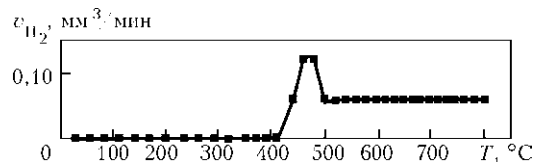


Рис. 3. Спектр термодесорбции водорода из наплавленного металла однослойного шва, выполненного электродом ИП 16

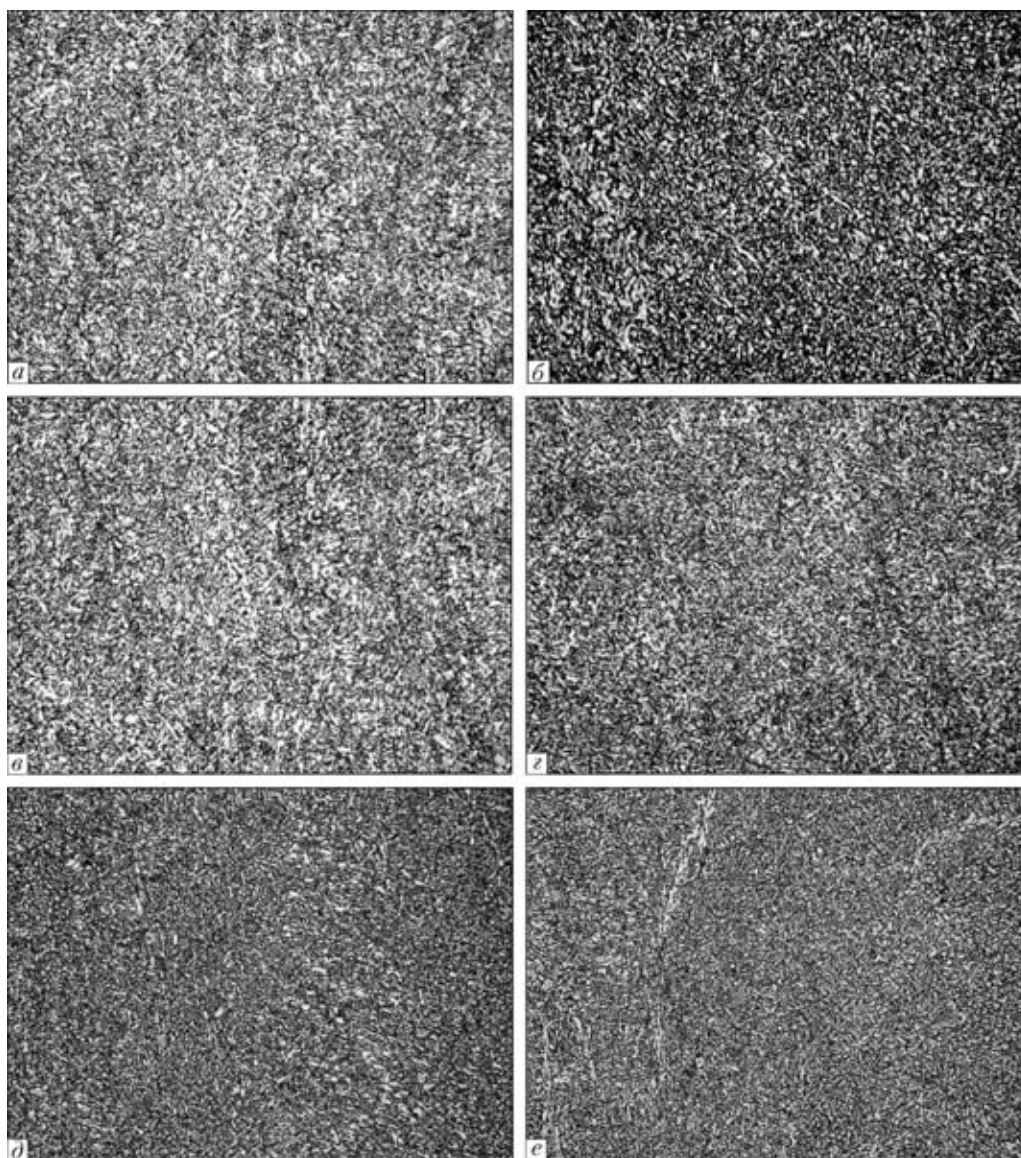


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 500$) металла многослойного шва, выполненного опытными электродами: а — ИП 1; б — ИП 6; в — ИП 7; г — ИП 11; д — ИП 12; е — ИП 16

Микроструктуры образцов в верхнем слое наплавленного металла примерно одинаковы — бейнитного типа с тонкими выделениями полигонального феррита по границам литых кристаллитов.

Таблица 6. Содержание водорода в металле швов, выполненных электродами с FeY + ПАМ в покрытии

Индекс электрода	$[H]_{\text{диф. н.м'}}$ мл/100 г	$[H]_{\text{ост}}$ при нагреве до 800 °С, мл/100 г
ИП 12 (базовый)	$\frac{3,8...4,1}{3,9 \times 3}$	0,5
ИП 13 (ПАМ — 1,5 мас. %)	$\frac{3,9...4,2}{4,0 \times 3}$	0,5
ИП 14 (Y — 0,56 мас. %, ПАМ — 1,5 мас. %)	$4,9 \times 3$	0,7
ИП 15 (ПАМ — 3 мас. %)	$\frac{5,0...5,2}{5,1 \times 3}$	0,3
ИП 16 (Y — 0,56 мас. %, ПАМ — 3 мас. %)	$\frac{5,5...5,7}{5,6 \times 3}$	0,5

Термообработанные участки образцов имеют структуру преимущественно бейнитного типа без полигонального феррита.

Мелкозернистая структура во всех образцах обусловлена легированием металла шва хромом, никелем, алюминием [13], снижение ее дисперсности определяется введением иттрия.

Установлено, что введение FeY и AlNiY в покрытие электродов приводит к уменьшению объемной доли неметаллических включений. Химический состав неметаллических включений в металле образцов швов с максимальным содержанием иттрия приведен в табл. 7. Включения представляют собой в основном оксиды кремния и марганца с небольшим содержанием серы. При наибольшем содержании в электродном покрытии FeY + ПАМ во включениях увеличилось содержание алюминия и титана, а в некоторых включениях обнаружен иттрий.

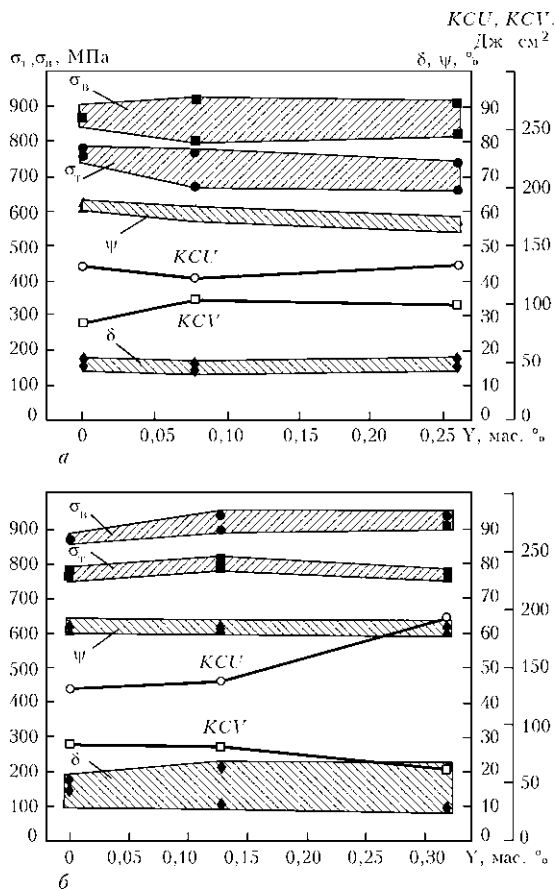


Рис. 5. Влияние иттрия на механические свойства металла шва: а — электроды с FeY в покрытии (серия ИП 1–6); б — электроды с AlNiY в покрытии (серия ИП 7–11)

Таблица 7. Химический состав (мас. %) неметаллических включений

Индекс электрода	O	Si	Mn	Al	Ti	S	Y
ИП 6	38	13,6	43	0,5	2,8	2,1	—
ИП 11	38	13,2	39	3,7	4,0	2,1	—

Для определения влияния иттрия на механические свойства наплавленного металла выполняли наплавку на пластину из стали ВСТЗсп по ГОСТ 9466–75 на режиме: $I_{св} = 160...165$ А (постоянный ток, обратная полярность); $U_d = 24...26$ В; $v_{св} = 8$ м/ч. Результаты механических испытаний при 20 °С приведены на рис. 5.

Благодаря легированию (см. табл. 3 и 4) и мелкозернистой структуре сохраняются высокие значения прочности и пластичности наплавленного металла при температуре 20 °С (рис. 5).

Yttrium transition into the deposited high-strength low-alloyed metal in gas-shielded flux-cored wire and coated basic electrode welding was studied. Thermal desorption analysis allowed establishing the interaction of yttrium with dissolved hydrogen with formation of residual hydrogen depending on yttrium concentration. Yttrium influence on microstructure of deposited low-alloyed steel and mechanical characteristics of metal is shown

Выводы

1. При наплавке порошковыми проволоками в среде аргона обеспечивается заметный переход иттрия в наплавленный металл и взаимодействие его с водородом.

2. С помощью термодесорбционного анализа установлено образование остаточного водорода с температурой максимума удаления 340...350 °С при содержании Y $\geq 0,013$ %.

3. При сварке электродами основного типа с содержанием иттрия до 0,35 мас. % в покрытии не удалось достичь содержания иттрия в наплавленном металле, необходимого для перераспределения водорода из-за высокого окислительного потенциала покрытия.

4. С введением иттрия снижается дисперсность структуры наплавленного металла, объемная доля неметаллических включений уменьшается. Прочность и пластичность наплавленного металла сохраняются на постоянном уровне.

1. Крещановский Н. С., Сидоренко М. Ф. Модифицирование стали. — М.: Металлургия, 1970. — 296 с.
2. Браун М. П. Микролегирование стали. — Киев: Наук. думка, 1982. — 303 с.
3. Гольдштейн Я. Е., Мизин В. Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. — М.: Металлургия, 1986. — 272 с.
4. Ефименко Н. Г. Комплексная оценка влияния иттрия на свойства сварных швов сталей // Автомат. сварка. — 2003. — № 8. — С. 24–27.
5. Ефименко Н. Г. Применение редкоземельных металлов в покрытиях сварочных электродов // Свароч. пр-во. — 1980. — № 7. — С. 28–29.
6. Влияние модифицирования неметаллических включений редкоземельными металлами на структуру и свойства металла шва при сварке высокопрочных сталей / В. Ф. Мусияченко, И. С. Мельник, М. Б. Мовчан, В. М. Кирьяков // Автомат. сварка. — 1987. — № 6. — С. 1–6.
7. Влияние обработки жидкой хромоникелевой стали церием на характер ее кристаллизации / Я. Е. Гольдштейн, В. И. Зельдович, Н. В. Кейс и др. // Сталь. — 1962. — № 3. — С. 258–261.
8. Naoyukis S. The prevention of weld cracking by addition of special elements. — S.I., [1980]. — 37 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-513–80).
9. Yttrium hydrogen trapping to manage hydrogen in HSLA steel welds / C. A. Lensing, Y. D. Park, I. S. Maroeff, D. L. Olson // Welding J. — 2004. — N 9. — P. 254–s–266-s.
10. Пальцевич А. П. Хроматографический способ определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Автомат. сварка. — 1999. — № 6. — С. 45–48.
11. Кост М. Е. О гидриде иттрия // Докл. АН СССР. — 1962. — 143, № 1. — С. 119–121.
12. Терехова В. Ф., Савицкий Е. М. Иттрий. — М.: Наука, 1967. — 158 с.
13. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 416 с.

Поступила в редакцию 18.04.2010

РАЗРАБОТКА КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПЕРЕХОДНИКОВ К КОНСТРУКЦИЯМ АЭС

Академик НАН Украины **И. М. НЕКЛЮДОВ**, **Б. В. БОРЦ**, канд. техн. наук, **А. Т. ЛОПАТА**, инж.,
Н. Д. РЫБАЛЬЧЕНКО, канд. техн. наук, **В. И. СЫТИН**, канд. физ.-мат. наук, **В. А. АЛЕКСАНДРОВ**, инж.
(Нац. науч. центр «Харьковский физико-технический институт НАН Украины»)

Описаны разработанные композиционные материалы, получаемые с применением сварки в твердой фазе. На вакуумном прокатном стане изготовлены композиты Zr1Nb–08X18H10T с разными прослойками. Проведены исследования их физико-механических свойств после прокатки, термообработки, коррозионных испытаний и облучения электронами. Наиболее перспективной композицией для последующих исследований выбран композит Zr1Nb–08X18H10T с прослойкой из никеля.

Ключевые слова: вакуумная прокатка, слоистые композиты, цирконий, нержавеющая сталь, переходники, микроструктура, прочность, термообработка, коррозия, барьерные прослойки, переходниковые элементы

Во многих отраслях промышленности, в том числе атомной энергетике, в узлах конструкций используют соединения разнородных металлов и сплавов, которые отличаются составом и физико-механическими свойствами. Соединения выполняют механическим, резьбовым способом или сваркой плавлением.

Тепловыделяющие элементы (ТВЭЛ) ряда реакторов имеют неразъемные соединения циркония с нержавеющей сталью 08X18H10T. Получение высокопрочных и надежных соединений этих металлов сваркой плавлением невозможно, поскольку они металлургически несовместимы. На границах составляющих композитов при этом возникают хрупкие интерметаллидные фазы, которые под влиянием значительных тепловых потоков могут вырасти до критических размеров, что приводит к образованию в зоне соединения микро- и макротрещин, а затем — к полной потере целостности конструкций.

С целью повышения ресурса и безопасной эксплуатации агрегатов и отдельных узлов конструкций реакторов АЭС нами разработаны и изготовлены с использованием сварки в твердой фазе переходники из сплава циркония Zr1Nb с нержавеющей сталью 08X18H10T [1–3]. Надежность и долговечность композиционных изделий может быть обеспечена введением в состав слоистых композитов барьерных и демпфирующих прослоек на границах основных составляющих.

В настоящей работе изучены физико-механические свойства композиционных материалов Zr1Nb со сталью 08X18H10T через одинарные

прослойки никеля или ниобия, а также двойные прослойки ниобия или ванадия со стороны циркония и меди или никеля со стороны нержавеющей стали (НЖС) в зависимости от времени и температуры отжига, коррозионной среды, а также при облучении электронами.

Сварку в твердой фазе НЖС типа 08X18H10T со сплавом Zr1Nb выполняли на вакуумном прокатном стане Дуо-70 конструкции ННЦ «Харьковский физико-технический институт» после проведения модернизации ряда узлов [4].

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе GX-51 фирмы «Olympus» с анализатором изображения IA-32. Микротвердость составляющих композитов измеряли на цифровом микротвердомере LM-700AT фирмы «LECO».

Механические свойства композитов определяли на цилиндрических образцах, вырезанных из композитов по всей толщине перпендикулярно границам соединения слоев. Диаметр рабочей части образцов составлял 4 мм, ее длина — 20 мм. Испытания проводили на разрывной машине при температуре 20 °С со скоростью перемещения подвижного захвата 2 мм/мин. Методика испытаний отвечала ГОСТ 1497–84. При испытаниях облученных образцов на отрыв слоев использовали плоские образцы размером 35×8×1 мм.

Коррозионные испытания проводили способом автоклавирования при температуре и давлении, имитирующих рабочие параметры, в жидкой среде, отвечающей по составу реальным условиям в реакторе [5]. При автоклавных испытаниях применяли очищенную путем двукратной дистилляции воду, близкую по составу к рабочей жидкости теплоносителя первого контура оболочки ТВЭЛ реакторов АЭС. Температура состав-

ляла 350 °С, а давление воды — 16,5 МПа. Микрошлифы для исследования процесса коррозии во времени полировали и изучали после испытаний в течение 50, 100, 500 и 1000 ч без предварительного вытравливания структуры композитов с целью отслеживания изменений поверхности их составляющих после коррозии. Облучение композитов осуществляли на ускорителе КУТ-1 конструкции ННЦ «Харьковский физико-технический институт» электронами энергией 10 МэВ дозой $(3,3...330) \cdot 10^{20}$ эл/м².

Анализ данных работы [6] о природе соединения материалов в твердой фазе, а также факторов, влияющих на прочность сцепления слоев в композиционных материалах, дает основания утверждать, что механические свойства неразъемных соединений определяются не только начальными свойствами составляющих композита, но и существенно зависят от технологических параметров — остаточного давления газов в камере при нагреве и прокатке, температуры, относительного обжатия пакета, скорости деформации. Кроме того, на прочность схватывания влияет степень структурной и механической неоднородности и особенности напряженно-деформированного состояния материала у границ соединения составляющих композита.

При изучении диаграмм состояния двойных сплавов [7, 8] не удалось подобрать ни одной барьерной промежуточной прослойки, кроме двойной Nb—Cu, которая создавала с цирконием и НЖС ряд непрерывных твердых растворов. Все другие металлы, используемые в качестве прослоек между цирконием и НЖС, при разной температуре нагрева образуют интерметаллидные соединения. Этот фактор ограничивает выбор максимальной температуры горячей вакуумной прокатки значениями температуры, при которой происходит образование хрупких интерметаллидных фаз на границах соединения составляющих композита. Исходя из приведенного выше анализа следует, что наиболее перспективными прослойками выбраны двойные прослойки Nb—Cu и V—Ni и одинарные прослойки ниобия или никеля.

Ширина пакета составляла 65...70 мм, а его длина — 150...200 мм, толщина циркония и стали 08X18H10T — 15...20 мм (для каждого пакета), толщина промежуточных прослоек в исходном состоянии — 1,5...2,0 мм.

На основании экспериментальных данных наиболее оптимальными условиями получения композитов Zr1Nb—08X18H10T выбраны следующие параметры процесса прокатки: остаточное давление в камере печи $(1...5) \cdot 10^{-3}$ Па; относительное обжатие $(30 \pm 2) \%$; температура печи (900 ± 50) °С.

С помощью металлографического анализа изучена микроструктура композиционных материалов непосредственно после горячей вакуумной

прокатки и термообработки различной продолжительности при температуре 350...500 °С. Исследованы изменения на границах составляющих композита в зависимости от воздействия повышенной температуры с учетом штатной температуры активной зоны реактора и возможного кратковременного ее изменения, обусловленного технологическими аварийными ситуациями при работе реактора.

Анализ структуры композитов проводили на темплетях, вырезанных по толщине перпендикулярно границам соединения слоев. Параллельно с металлографическими исследованиями методом микрорентгеноспектрального анализа изучали массоперенос из одного металла в другой на границах составляющих композитов с прослойками.

Анализ диффузионных изменений на границах соединения слоев после термообработки показал наличие следующих факторов:

отсутствие видимых переходных зон на границах соединения в композите Zr1Nb—Cu—08X18H10T после всех режимов термообработки; присутствие в композитах Zr1Nb—V—Ni—08X18H10T после отжига при 500 °С в течение 10 ч на границе V—Ni в отдельных местах тонкого (2...3 мкм) переходного слоя с повышенной микротвердостью. Микрорентгеноспектральным анализом определен приблизительный химический состав этого слоя — 13 мас. % V и 87 мас. % Ni. Увеличение времени выдержки до 50 ч привело к формированию сплошного слоя интерметаллида V—Ni толщиной до 5 мкм. Появление хрупкой интерметаллидной фазы снижает прочность соединения слоев и способствует разрушению композита по границе соединения;

на границе Zr—Nb в композите Zr1Nb—Nb—08X18H10T после отжига при 500 °С в течение 10, 30 и 50 ч обнаружена тонкая переходная зона шириной 2...3 мкм, которая при длительном отжиге существенно не увеличивается;

в композите Zr1Nb—Ni—08X18H10T после отжига при 500 °С в течение 10 ч на границах их составляющих образование интерметаллидных фаз не выявлено. После отжига в течение 50 ч и выдержки появляются переходные зоны со стороны никеля до 4 мкм и со стороны циркония до 15 мкм, которые относятся к твердорастворному типу.

Одной из важных проблем, возникающих при разработке новых материалов, является их коррозионная стойкость в рабочей среде. В промышленных условиях при производстве элементов конструкций из циркониевых сплавов для оценки их качества используют способ автоклавирования при температуре и давлении, имитирующих условия работы материалов в реакторах [5].

Использование традиционных методов определения степени устойчивости против коррозии

металлов и сплавов по привесам образцов на единицу площади за определенное время испытаний для слоистых композиций довольно проблематично. Материалы, входящие в состав композиций (три или четыре), отличаются различной стойкостью против окисления в агрессивной среде. Определить вклад каждого из них в общий привес образцов практически невозможно. Поэтому критерием оценки коррозионных свойств композитов при автоклавировании являлись следующие факторы:

состояние поверхности микрошлифов (однородность, плотность и цвет пленок);

наличие или отсутствие дефектов в виде трещин, разъеданий, скопления продуктов коррозии на границах соединения составляющих композитов;

механические свойства (прочность на отрыв слоев) образцов после различного времени выдержки в автоклаве при рабочих режимах.

Как видно из рис. 1, *а, б*, на поверхности композита Zr1Nb–Ni–08X18H10Т до и после коррозионной обработки на границе между цирконием и никелем существует переходная зона шириной до 3 мкм. После коррозионных испытаний в течение 1000 ч ее ширина возрастает до 5...7 мкм. С увеличением времени коррозионных испытаний на поверхности никеля появляется незначительная питтинговая коррозия, а в никеле и цирконии формируется зеренная структура. На поверхности НЖС никаких существенных изменений не происходит, за исключением легкого окисления областей, расположенных вокруг выделений остаточного феррита и карбидов, придающего этим областям голубоватый оттенок.

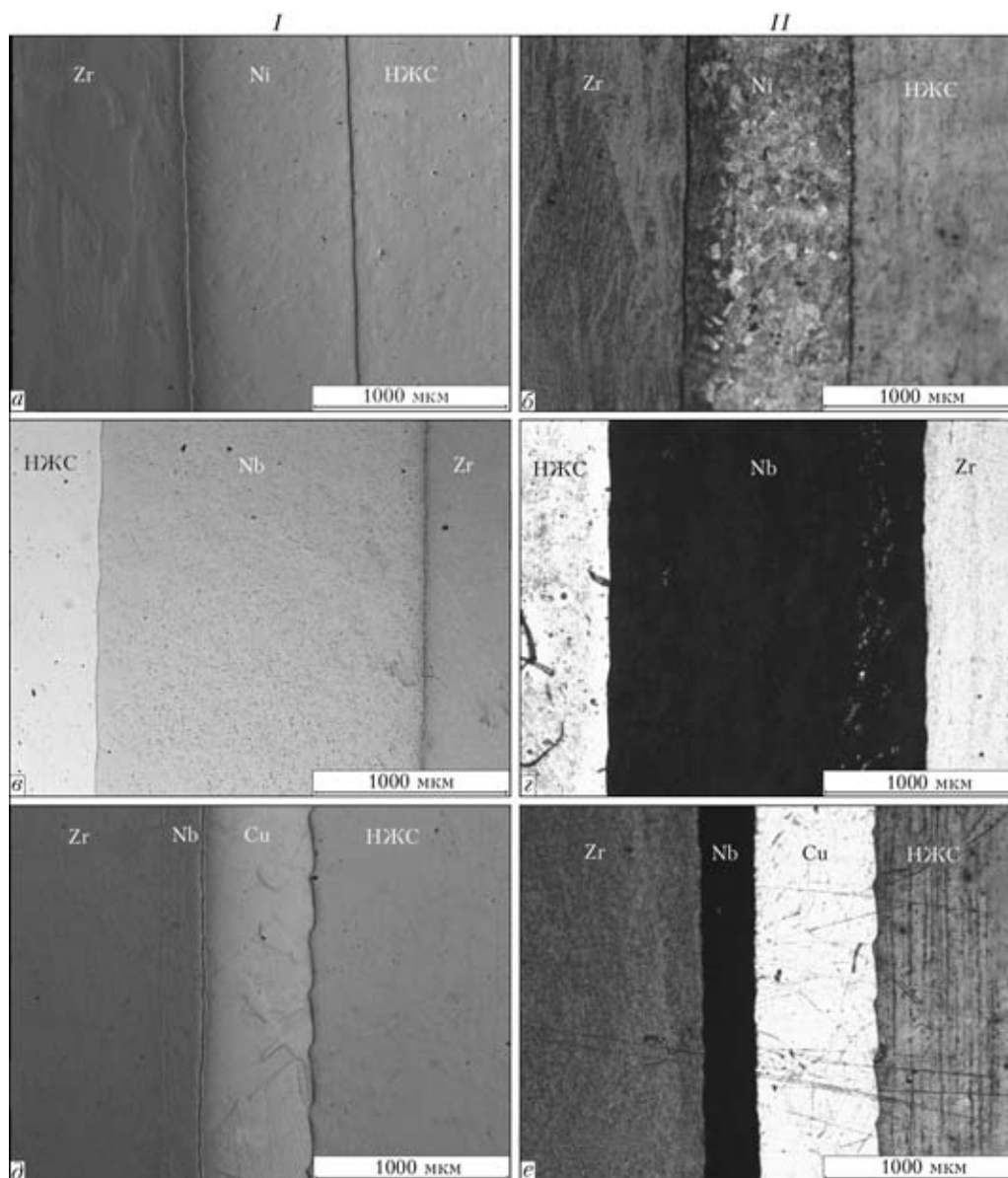


Рис. 1. Микрошлифы композитов Zr1Nb–Ni–08X18H10Т (*а, б*), Zr1Nb–Nb–08X18H10Т (*в, з*), Zr1Nb–Nb–Cu–08X18H10Т (*д, е*) в исходном состоянии (после прокатки) (*I*) и после коррозионной обработки в течение 100 ч (*II*)

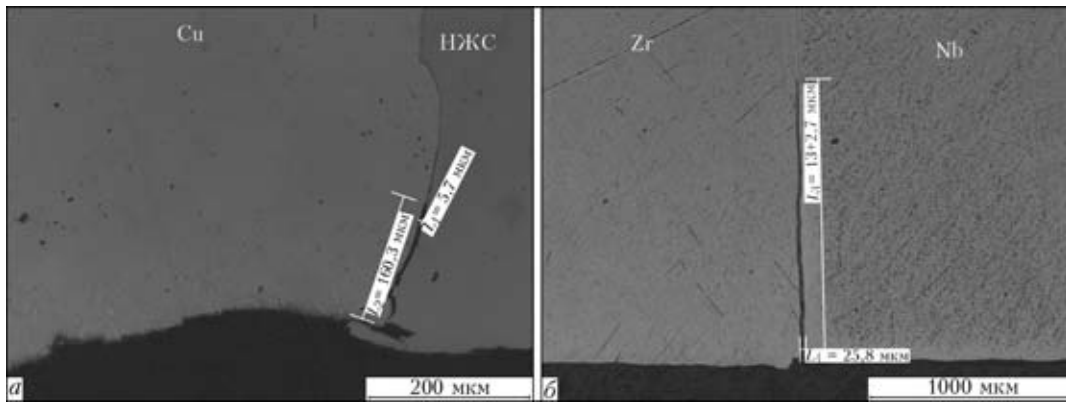


Рис. 2. Микроструктуры с расслоением после коррозионных испытаний в течение 1000 ч композитов Zr1Nb-Nb-Cu-08X18H10T на границе Cu-NbЖС (L_1 — ширина расслоения, L_2 — его длина) (а) и Zr1Nb-Nb-08X18H10T на границе Zr-Nb (L_3 — длина расслоения, L_4 — его ширина) (б)

В исходном состоянии композита Zr1Nb-Nb-08X18H10T до и после коррозионной обработки (рис. 1, в, з) никаких промежуточных переходных зон на границе между составляющими композитов не обнаружено. После 50 ч коррозионных испытаний на поверхности прослойки ниобия появляется плотная серая пленка оксида, а в отдельных местах — светлые участки, по-видимому, еще не покрытые слоем оксида. После 100 ч испытаний на серой пленке оксида появляются более темные участки и она приобретает пятнистый характер. Основные составляющие композитов не претерпевают существенных изменений, кроме появления тонких слоев оксидов, как и в других композициях. После 500 ч испытаний прослойка ниобия значительно утончается за счет поверхностной коррозии, она становится рыхлой, происходит отслаивание ее верхних участков от свободной поверхности, контактирующей с жидкой коррозионной средой. Между цирконием и ниобием образуется ступенька высотой до 30...40 мкм из-за разницы в скорости коррозии этих металлов. После 1000 ч испытаний характер наблюдаемых изменений сохраняется, высота ступеньки между цирконием и ниобием увеличивается до 70 мкм. Поверхность ниобия остается пятнистой со светло- и темно-серыми участками, что может быть следствием образования двух или трех видов оксидов — NbO, NbO₂ и Nb₂O₅.

В композите Zr1Nb-Nb-Cu-08X18H10T (рис. 1, д, е) в исходном состоянии (после прокатки) и после коррозионных испытаний появления промежуточных зон на границах составляющих не обнаружено. В прослойке меди после 500 и 1000 ч коррозионных испытаний проявляется структура. После 1000 ч поверхность меди остается светлой без значительных следов окисления, а внутри крупных зерен меди выявлены ямки травления дислокационной структуры. Изменения поверхности прослойки ниобия после коррозионных испытаний аналогичны происходящим в композите Zr1Nb-Nb-08X18H10T.

Для более детального изучения изменений состояния границ композитов после коррозионных испытаний повторно изготавливали шлифы, с поверхности которых удаляли поврежденный коррозией слой. При этом в композиции Zr1Nb-Nb-08X18H10T после 500 ч коррозионных испытаний на границе Zr-Nb обнаружен слой толщиной 5...7 мкм, после 1000 ч его толщина увеличилась до 11...12 мкм. В отдельных местах со свободной поверхности образца на границе Zr-Nb образуются несплошности в виде тонкой трещины.

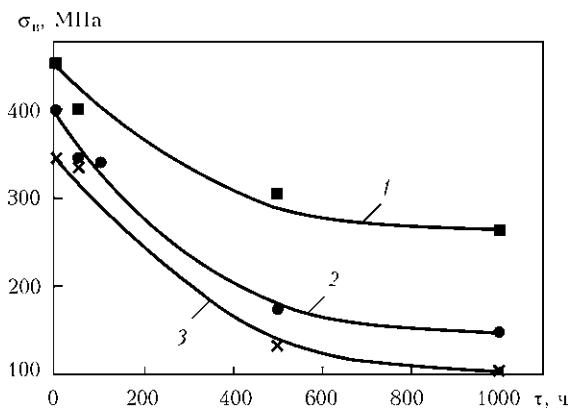


Рис. 3. Зависимость временного сопротивления σ_B композитов Zr1Nb-Ni-08X18H10T (1), Zr1Nb-Nb-Cu-08X18H10T (2) и Zr1Nb-Nb-08X18H10T (3) от времени τ коррозионных испытаний

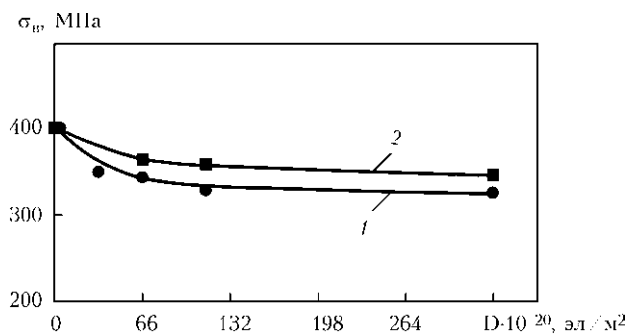


Рис. 4. Зависимость временного сопротивления σ_B композитов Zr1Nb-Ni-08X18H10T (1) и Zr1Nb-08X18H10T (2) от дозы облучения D

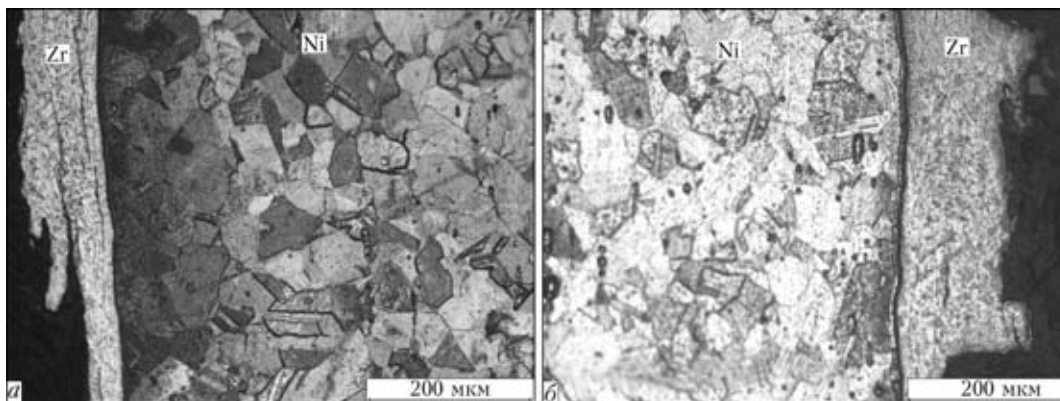


Рис. 5. Микроструктура композита Zr1Nb–Ni–08X18H10T без облучения (а) и после облучения (б) электронами энергией 10 МэВ при $D = 110 \cdot 10^{20}$ эл/м²

В композите Zr1Nb–Nb–Cu–08X18H10T на границе меди со сталью после 500 и 1000 ч коррозионных испытаний с обеих сторон свободной поверхности шлифов сформировались очень тонкие расслоения протяженностью от нескольких микрон до 350 мкм. В композите Zr1Nb–Nb–08X18H10T после 1000 ч испытаний на границе Zr–Nb образовались расслоения протяженностью свыше 1000 мкм и шириной до 25 мкм. Обнаруженные расслоения на границах Cu–НЖС и Zr–Nb (рис. 2) являются, по-видимому, результатом электрохимической коррозии, происходящей вследствие образования гальванических пар из материалов, имеющих разные электродные потенциалы (Zr–Nb и Cu–НЖС) [9].

Механические испытания образцов композитов в исходном состоянии (после прокатки) и после коррозионной обработки проводили при температуре 20 °С. Как видно из рис. 3, все композиции в исходном состоянии характеризуются достаточно высокими прочностными свойствами. Наибольшие значения временного сопротивления (445...465 МПа) имеют место в композите Zr1Nb–Ni–08X18H10T. Разрушение образцов происходит по промежуточным прослойкам.

После коррозионной обработки наблюдается существенное снижение прочности композитов. Так, после 1000 ч испытаний в композите Zr1Nb–Nb–08X18H10T временное сопротивление снижается с 340...350 (в исходном состоянии) до 100...110 МПа (после коррозионной обработки), а в композите Zr1Nb–Nb–Cu–08X18H10T — соответственно с 390...410 до 145...155 МПа. Данные металлографического анализа разрушенных образцов свидетельствуют о том, что в процессе автоклавирования в результате электрохимической коррозии и напряжений на границах составляющих композитов за счет разных коэффициентов линейного термического расширения образуются несплошности в виде трещин на границах прослоек с цирконием и сталью. Расслоение происходит по периметру образцов в местах контакта с коррозионной средой, что и приводит к

значительному снижению прочности соединений и преждевременному разрушению композитов.

Снижение прочности композита Zr1Nb–Ni–08X18H10T после коррозионных испытаний в течение 500 и 1000 ч, по-видимому, связано с увеличением ширины переходной зоны (возможно Zr₂Ni) на границе циркония с никелем. Дефектов в виде пористости и расслоений на границах контакта составляющих композита не обнаружено.

На основании проведенного анализа исследуемых композитов наиболее перспективным для дальнейших исследований радиационной стойкости выбран композит Zr1Nb–Ni–08X18H10T, а для сравнения — композит Zr1Nb со сталью 08X18H10T без прослойки.

Облучение композитов проводили на ускорителе КУТ-1 электронами энергией 10 МэВ дозой облучения составляла $(3,3...330) \cdot 10^{20}$ эл/м². Влияние облучения на механические свойства исследуемых композитов оценивали после кратковременных испытаний при температуре 20 °С по максимальному напряжению на отрыв плоских образцов (рис. 4).

Результаты испытаний показали, что прочность на отрыв слоев для обоих композитов снижается незначительно и после дозы облучения $66 \cdot 10^{20}$ эл/м² практически не изменяется вплоть до максимальной дозы $330 \cdot 10^{20}$ эл/м². Максимальное снижение прочности для обоих композитов составляет 15 %.

Характер разрушения композитов различный в зависимости от наличия или отсутствия прослойки никеля. Так, в композите Zr1Nb–08X18H10T разрушение происходит всегда на границе циркония со сталью, а при наличии прослойки никеля — по циркониевой составляющей композита вблизи границы с никелем (рис. 5).

Выводы

1. Исследованы физико-механические свойства композитов Zr1Nb–Nb–08X18H10T, Zr1Nb–

Ni-08X18H10T, Zr1Nb-Nb-Cu-08X18H10T и Zr1Nb-V-Ni-08X18H10T в исходном состоянии (после прокатки), а также после температурных и коррозионных испытаний. Наибольшие значения прочности после прокатки (445...465 МПа) имеет композит Zr1Nb-Ni-08X18H10T.

2. Проведены исследования изменений состояния поверхности и прочности разработанных композитов в коррозионной среде, которая имитирует рабочие режимы в реакторах типа ВВЭР-1000. Установлено, что коррозионная обработка приводит к существенному снижению прочности твердофазного соединения исследуемых композитов. После 1000 ч коррозионных испытаний наибольшие значения прочности (255...280 МПа) выявлены у композита Zr1Nb-Ni-08X18H10T.

3. Исследование влияния облучения электронами до дозы $330 \cdot 10^{20}$ эл/м² на прочностные свойства композита Zr1Nb-08X18H10T без и с прослойкой никеля показали, что максимальное снижение прочности на отрыв слоев для обоих композитов составляет до 15 %.

4. Исходя из результатов проведенных испытаний наиболее перспективным для использования в качестве переходниковых элементов соединений разнородных металлов в конструкциях реакторов является композиционный материал Zr-НЖС с прослойкой из никеля, который отличается хорошей стойкостью против коррозии и

сохраняет достаточно высокую прочность после воздействия агрессивной среды и облучения.

1. Пат. 80204 Україна МПК, В 23 К 20/00. Спосіб зварювання у твердій фазі металевих пластин / І. М. Неклюдов, Б. В. Борц, І. Е. Васеха, О. Т. Лопата. — Оpub. 25.06.2007.
2. Исследование процесса сварки многослойных структур из кристаллов различного химического состава с помощью горячей прокатки в вакууме / Б. В. Борц, И. М. Неклюдов, А. Т. Лопата и др. // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2005. — № 5 (88). — С. 156–158.
3. Получение слоистых композиционных материалов цирконий–сталь методом сварки в твердой фазе / И. М. Неклюдов, Б. В. Борц, А. Т. Лопата и др. // Физ. и химия обработки материалов. — 2007. — № 1. — С. 5–9.
4. Вакуумный прокатный стан / В. М. Амоненко, А. С. Тронь, В. В. Мухин, В. А. Тарасов // Сталь. — 1960. — № 10. — С. 920–922.
5. Петельгузов И. А. Работоспособность тепловыделяющих элементов энергетических атомных реакторов типа ВВЭР, РWR и BWR: Обзор. — Харьков: ННЦ ХФТИ, 1999. — 86 с.
6. Крупин А. В. Прокатка металлов в вакууме. — М.: Металлургия, 1974. — 248 с.
7. Хансен М., Андерко К. Структура и свойства двойных сплавов. Ч. 1, 2. — Киев: Metallurgizdat, 1962. — 136 с.
8. Хейс Э. Т., Робертсон А. Х., Пааши О. Г. Диаграмма состояния системы цирконий–никель // Цирконий: Сб. перевод. ст. / Под ред. В. А. Алексеева. Ч. 2. — М.: Изд-во иностран. лит., 1955. — С. 119–124.
9. Антропов Л. И. Теоретическая электрохимия. — М.: Высш. шк., 1975. — 184 с.

The paper describes the developed composite materials produced with application of solid-phase welding. Zr1Nb-08Kh18N10T composites with different interlayers were manufactured in the vacuum rolling mill. Their physico-mechanical properties were studied after rolling, heat treatment, corrosion testing and electron bombardment. Zr1Nb-08Kh18N10T composite with nickel interlayer was selected as the most promising composition for further investigations

Поступила в редакцию 09.03.2010

VII ОТКРЫТЫЙ КОНКУРС ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО МАСТЕРСТВА СВАРЩИКОВ

состоится 9–13 августа 2010 г. в Одессе (Украина)
на учебно-аттестационной базе ОИАЦ «Прометей»

На конкурсе будут определяться лучшие сварщики в номинациях:

- ✓ ручная дуговая сварка покрытым электродом (111)
- ✓ дуговая сварка вольфрамовым электродом в инертных газах (141)
- ✓ дуговая сварка металлическим плавящимся электродом в активных газах (135)

Победители и призеры конкурса награждаются.
Организатор конкурса: Общество сварщиков Украины.

ПРИБОРЫ ДЛЯ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОГО КОНТРОЛЯ И ДИАГНОСТИРОВАНИЯ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

А. Я. НЕДОСЕКА, д-р техн. наук, С. А. НЕДОСЕКА, А. А. ГРУЗД, кандидаты техн. наук,
М. А. ОВСИЕНКО, инж., М. А. ЯРЕМЕНКО, канд. техн. наук, Л. Ф. ХАРЧЕНКО, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены материалы испытаний и исследований работоспособности приборов акустико-эмиссионного контроля и диагностирования нового поколения, а также результаты внедрения обновленного программного обеспечения указанных приборов, которое обеспечивает новые технологические возможности их практического использования.

Ключевые слова: сварные конструкции, диагностика, акустико-эмиссионный контроль, приборы, прочность материала

Опыт экспертного обследования объектов повышенной опасности в основном базируется на современных достижениях в областях создания теории и разработки эффективных методов и аппаратурных средств контроля и технического диагностирования. Это имеет непосредственное отношение к технологиям диагностирования на основе метода акустической эмиссии, эффективность которых подтверждена их широким применением в наиболее ответственных объектах. В ИЭС им. Е. О. Патона проводится ряд разработок по техническому диагностированию в наиболее авторитетных направлениях, таких, как программное обеспечение (ПО) и аппаратура, реализующие технологию контроля и включающие программы получения, обработки и сжатия входной информации, алгоритмы распознавания разрушающих процессов на основе математической статистики, теории вероятностей, теории прогнозирования и принятия решений; сертификация создаваемых методик и контрольного оборудования; обучение персонала, выполняющего работы по контролю состояния материалов конструкций и др.

В качестве объектов исследования отобраны четырехканальный акустико-эмиссионный (АЭ) прибор ГАЛС1, доработанный и протестированный при различных условиях эксплуатации совместно с НПФ «Промприбор», и лабораторный образец прибора АЭД для диагностических систем нового поколения ЕМА-3.5, разработанный совместно с венгерской компанией «Видеотон» (рис. 1) [1]. Тестируемые приборы являются разработками нового поколения в области АЭ технологии и имеют новые технологические возможности, а именно высокую разрешающую способность, работу с формой сигналов АЭ в реальном времени, а также большое количество параметров

настройки, позволяющих фильтровать ложные сигналы АЭ и эффективно обрабатывать полезные.

Базовое ПО систем ЕМА-3.5 доработано для новых систем АЭ с учетом разработанных производителями протоколов обмена данными. Реализованы алгоритмы сохранения данных на жестком диске в измененном формате в соответствии с новыми протоколами обмена. Протестирована работа приборов в лабораторных условиях и на промышленном стенде ИЭС им. Е. О. Патона. Проверены стабильность работы приборов, а также их акустических и других показателей, возможность локализации сигналов АЭ при различной конфигурации локационных антенн (под локационной антенной следует понимать группу датчиков АЭ, которые обрабатывают информацию совместно, в частности, с целью определения координат источника АЭ).

В рамках настоящей работы определено влияние погрешности измерения времени прихода сигналов АЭ к датчику на их локализацию с использованием системы АЭ диагностирования ЕМА-3 и полученные оценки будут учтены при аттестации новых и разрабатываемых систем АЭ диагностирования, а также при создании методических и нормативных документов.

С помощью приборов ГАЛС1, АЭД и с использованием ПО ЕМА-3 подтверждена эффективность методов определения координат источника АЭ, в том числе при условиях имитирования разных источников на промышленном стенде и в ходе реальных механических испытаний.

Имитацию сигналов осуществляли с помощью датчиков-имитаторов и при изломе грифеля карандаша. Квадрант был разбит сеткой, в узлах которой имитировали источники АЭ (рис. 2). Как видно из рисунка, имеются определенные отклонения в локации сигналов АЭ, поступающих из конкретных точек. Определенные визуально отклонения незначительны, реальное значение погрешнос-

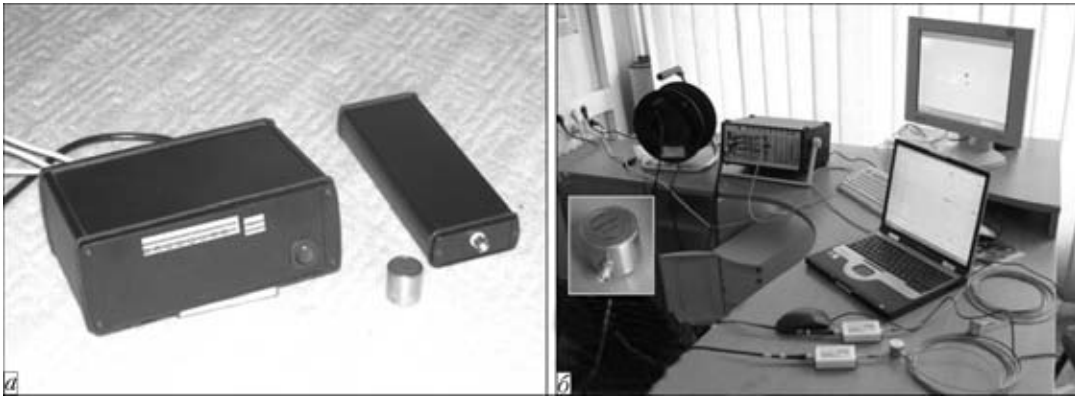


Рис. 1. Внешний вид приборов ГАЛС1 (а) и ЕМА-3.5 (б)

ти не превышает 3 % расстояния между датчиками АЭ. Можно сделать вывод о том, что для надежной настройки аппаратуры АЭ необходимо использовать общепринятые средства имитации, например, электронный имитатор с регулируемыми параметрами сигналов или излом грифеля карандаша.

Для оценки погрешностей определения координат источников АЭ разработана специальная схема (рис. 3), согласно которой зоны объекта контроля с одинаковым уровнем погрешности расчета координат имеют одинаковый цвет отображения. Погрешность определения координат источников АЭ рассчитана для нескольких различных методов, в частности, для точных и приближенных математических формул и метода направленного поиска (вариант метода Монте-Карло).

Проведено тестирование АЭ приборов во время испытания образцов на статическое рассеивание и некоторых промышленных объектов. Кроме того, приборы тестировали на работоспособность при долговременном режиме работы. Тестирование показало удовлетворительную работу АЭ приборов. Полученные результаты свидетельствуют о реальной возможности довести приборы до уровня, позволяющего провести их метрологическую аттестацию и рекомендовать ко внедрению.

ПО типа ЕМА разработано таким образом, чтобы реализовывать аппаратную независимость. Это означает, что при одинаковых или близких базовых принципах организации АЭ аппаратуры

от разных производителей может быть достигнута единообразная система получения данных, их первичной обработки и высокоуровневых алгоритмов анализа, позволяющих принимать автоматизированное решение относительно состояния объектов контроля.

Учитывая несовместимость типов данных, полученных от разной аппаратуры, в ПО ЕМА-3.5 внедрен специальный механизм стыковки этих данных на высоком уровне с помощью использования так называемых полиморфных классов.

Модификация прибора ЕМА-3.5 применена при испытании внутренним давлением трех труб из стали 20 диаметром 600 мм с толщиной стенки 10 мм. В качестве системы нагружения использовали гидравлический насос. Рабочей средой была вода. В процессе нагружения объекта контроля сделаны остановка и разгрузка, а затем его нагружали до разрушения.

Цель исследования — показать эффективность применения средства АЭ для нахождения координат места разрушения. Диагностическую систему ЕМА-3.5 использовали в таком же режиме, как и ЕМА-3. Сигналы АЭ записывали в процессе нагружения, а данные об изменении давления — в журнал и после проведения испытаний вносили в систему ЕМА-3.5.

Испытание трубы № 1 провели при чрезвычайно быстром подъеме давления (длительность испытания составлял 206 с) непосредственно до

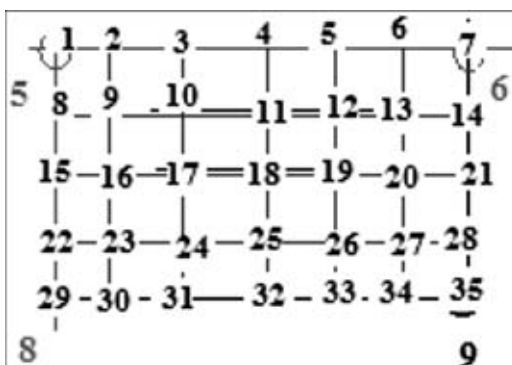


Рис. 2. Координаты источников АЭ при имитации



Рис. 3. Пример использования схемы отображения погрешности расчета координат источников АЭ (локация по точной формуле; погрешность расчета координат источников АЭ в пределах плоской зоны, очерченной датчиками, не превышает 3 % базы антенны)

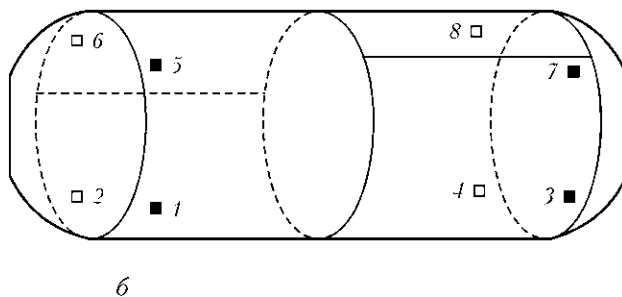
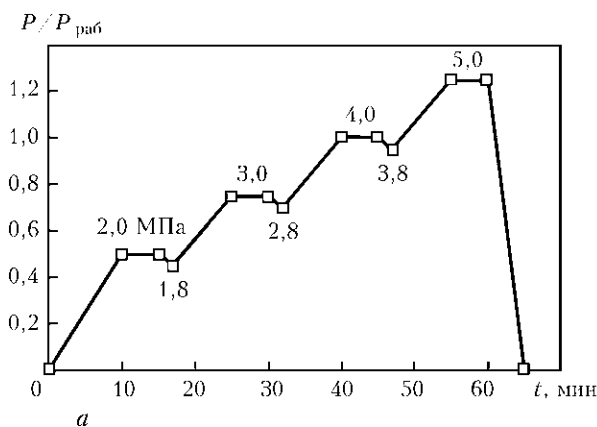


Рис. 4. График программы нагружения (a) и размещение датчиков измерительного прибора АЭ на поверхности барабана котла типа БКЗ: 1–8 — номера датчиков; ■, □ — соответственно видимая и невидимая точка установки датчиков АЭ; t — время испытаний

разрушения без промежуточных остановок. Разрушение произошло при давлении 13,8 МПа. Система ЕМА-3.5 предварительно показала координаты места разрушения — на расстоянии около 2,6 м от датчика № 1.

Испытание трубы № 2 провели в три этапа: подъем давления до 100 МПа; разгрузка и подъем давления до 110 МПа; разгрузка и подъем давления до разрушения (разрушение произошло при давлении 14,2 МПа). Система ЕМА-3.5 предварительно показала координаты места разрушения. Особенность испытания заключалась в том, что трещина имела достаточно большой размер, очерченный кластерами АЭ.

Испытание трубы № 3 провели также в три этапа: подъем давления до 10 МПа; разгрузка и подъем давления до 110 МПа; разгрузка и подъем давления до разрушения (разрушение произошло при давлении 12,5 МПа). Система ЕМА-3.5 предварительно показала координаты места разрушения — в центральной части трубы, между датчиками № 3 и 4.

В качестве примера успешного применения разработанных приборов АЭ в промышленных условиях приведем результаты испытаний методом АЭ барабанов котлов БКЗ 75/39, проведенных совместно со специалистами лаборатории технической диагностики ООО «Николаевский глиноземный завод» с использованием системы ЕМА-3.5 [2].

Испытания проведены в соответствии с ДСТУ 4227-2003 «Настанови щодо проведення акустико-емісійного діагностування об'єктів підвищеної небезпеки». Перед началом испытаний была составлена «Технологическая карта АЭ контроля барабана котла БКЗ 75/39».

В процессе испытаний внутреннее давление P в барабанах котлов повышали до 1,25 от рабочего, а именно от 0 до 5 МПа с пятиминутными выдержками при нагрузке 0,4, 0,6, 0,8 и 1,0 от мак-

симальной и снижением на 0,2 МПа после выдержки.

В ходе испытаний записывали параметры АЭ. Затем в режиме компьютерного повтора испытаний были вычислены значения разрушающей нагрузки для барабанов котлов БКЗ 75/39.

По результатам оценки выданы рекомендации для последующей эксплуатации объектов контроля, обработки котлов, обозначенных А, В. Барабаны котлов из стали 20к имеют срок наработки 25 лет и эксплуатируются при рабочем давлении $P_{\text{раб}} = 3,9$ МПа. Температура рабочей среды (пара) составила 450 °С.

По данным эксплуатирующего предприятия перед АЭ испытаниями проведен неразрушающий контроль стенок барабанов котлов, включая толщинометрию и ультразвуковой контроль (УЗК), при проведении которого дефекты обнаружены не были.

Испытания барабана котла А показали, что при нагружении и выдержке (рис. 5, а) были зарегистрированы многочисленные сигналы АЭ практически по всей контролируемой поверхности как для измерительной локационной антенны № 1 (из датчиков № 1–4), так и для измерительной локационной антенны № 2 (из датчиков № 5–8).

Основные участки концентрации многочисленных сигналов АЭ находятся в центральной правой части барабана (рис. 4, б), контролируемой антенной № 2 (датчика № 5–8). На рис. 5 приведена информация, предоставляемая программой ЕМА-3.5 по первичным результатам испытания (по данным АЭ и значениям нагрузки).

Обработка и кластерный анализ результатов испытаний, приведенных на рис. 4, показали наличие в материале объекта контроля опасных дефектов, которые, однако, не создают аварийной ситуации во время контроля. Данные кластерного анализа, представленные в программе графически, свидетельствуют не только о наличии большого количества рассеянных повреждений, но и

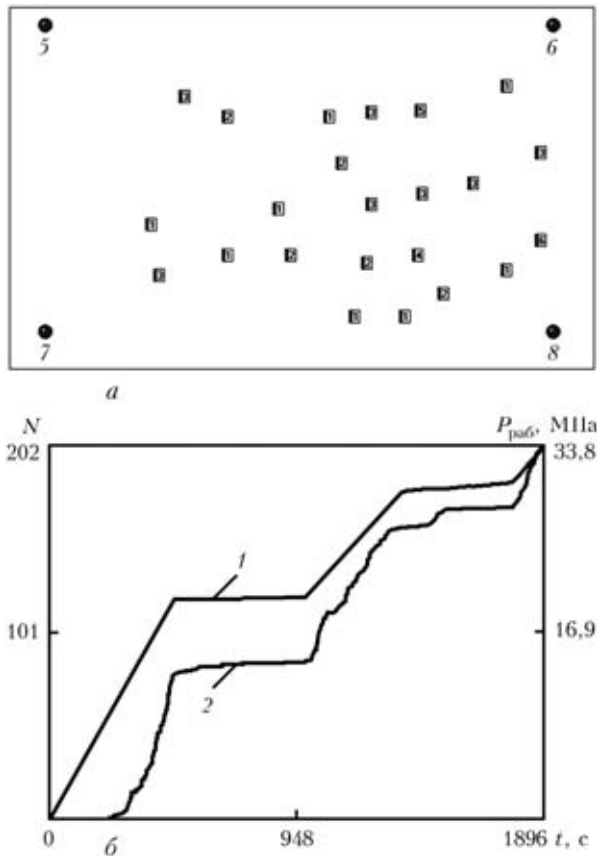


Рис. 5. Результаты испытания барабана котла А (антенна № 2): а — локализация событий АЭ после проведения кластерного анализа данных (□ — кластеры с указанием количества событий АЭ; ● — расположение датчиков № 5–8); б — кривые нагрузки $P_{\text{раб}}$ (1) и накопления событий N АЭ (2) в процессе проведения испытаний

об отсутствии дефектов, развивающихся критическим образом.

Графики программы ЕМА-3 (рис. 5) показывают изменение количества N событий АЭ и $P_{\text{раб}}$ в зависимости от времени от начала испытания до его завершения. Как видно из рисунка, в процессе испытания были две выдержки с последующим подъемом давления.

При испытании зафиксирован достаточно высокий уровень шума, который повышается вместе с нагрузкой, что свидетельствует о наличии рассеянных повреждений в материале барабана котла [3].

Учитывая обнаруженные места акустической активности [4], следует рассматривать возможность повреждения материала барабана котла в результате не нарушения условия прочности, а образования локальных трещин.

Во время испытаний барабана котла В зафиксировано общее количество событий АЭ, которое намного меньше, чем во время испытаний барабана котла А. Важным существенным отличием данного испытания является то, что уровень шума на протяжении всего времени нагружения был практически неизменным. В целом материал ба-

рабана котла В является менее поврежденным, чем барабан котла А. При двух последних выдержках сигналы АЭ вообще отсутствуют в отличие от результатов испытания барабана котла А.

По прочностным характеристикам материал удовлетворяет необходимым эксплуатационным требованиям. Однако наличие рассеянных по материалу поверхности источников АЭ требует учитывать возможность постепенного повреждения материала барабана котла в результате локализации дефектов и образования микротрещин.

Для дальнейшей эксплуатации барабана котла А по результатам испытаний выданы следующие рекомендации:

- провести дополнительный УЗК поверхности барабана котла А в местах возникновения акустической активности, используя данные кластеров;

- решение относительно режимов и сроков дальнейшей эксплуатации барабана котла А принимать после проведения дополнительного УЗК.

Лаборатория технической диагностики ООО «Николаевский глиноземный завод» провела УЗК, в результате которого в стенке котла А обнаружены дефекты типа раковин и микротрещин, соответствующие по расположению кластерам 2 и 3 антенны № 1 и кластерам 3, 7, 10, 12 антенны № 2. Сотрудниками лаборатории выполнена оценка опасности дефектов в соответствии с нормативной документацией предприятия. Обнаруженные дефекты по своим характеристикам отнесены к допустимым для данного типа изделий при штатных условиях эксплуатации. Принято решение проводить контроль объекта методом АЭ с периодичностью 1 раз в 6 мес.

Относительно дальнейшей эксплуатации барабана котла В выданы следующие рекомендации: провести повторный АЭ контроль поверхности барабана котла В и дополнительный контроль поверхности барабана котла В через 6 мес.;

- решение относительно режимов и сроков дальнейшей эксплуатации барабана котла В принимать после проведения повторного АЭ контроля.

В соответствии с указанными рекомендациями лаборатория технической диагностики ООО «Николаевский глиноземный завод» провела повторный контроль барабана котла В, а через 6 мес. — еще один дополнительный контроль. С учетом аналогичной картины при испытаниях и отсутствием ухудшений его состояния через 6 мес. лабораторией принято решение продлить эксплуатацию барабана котла В в рабочем режиме и осуществлять АЭ контроль через каждые 6 мес.

Таким образом, при выполнении контроля, не требующего демонтажа и других серьезных затрат, срок эксплуатации барабанов котлов А и В продлен. Контроль охватывал 100 % объема материала поверхности барабанов и занял около 2 ч вместе с установкой измерительного прибора и

развертыванием системы. В результате испытаний получена вся необходимая для принятия решения о состоянии котлов информация, на основании которой можно говорить о серьезных преимуществах данной методики АЭ контроля промышленных объектов.

Выводы

1. Выполнена доработка разрабатываемых приборов АЭ контроля. Внесены изменения в протокол обмена, разработаны программные интерфейсы для хранения и передачи данных. Расширены возможности обработки данных и в первую очередь частотный анализ и фильтрация.

2. Проведен анализ различных методов вычисления координат источников АЭ. Оценен уровень погрешности при применении указанных методов. Выбран метод прямого поиска, который дает наименьшую погрешность. Разработан метод оценки погрешностей расчета координат источников АЭ с использованием цветной схемы.

3. Приборы АЭ протестированы при испытаниях некоторых реальных промышленных объектов, проверена их работоспособность при долговременном режиме работы. Определено, что приборы могут быть в перспективе применены в качестве подвижных систем АЭ с небольшим количеством каналов.

1. Недосека С. А., Недосека А. Я. Диагностические системы семейства «ЕМА». Основные принципы и особенности архитектуры (Обзор) // Техн. диагностика и неразруш. контроль. — 2005. — № 3. — С. 20–26.
2. ДСТУ 4223–2003. Котли, посудини під тиском і трубопроводи. Технічне діагностування. Загальні вимоги / І. Волошкевич, Е. Гарф, А. Грузд та ін. — Чинний з 12.01.2003.
3. Недосека А. Я. Об оценке состояния материала сварных конструкций // Сварка и родственные технологии: мировой опыт и достижения: Сб. пленар. докл. II Междунар. симпоз., г. Минск, 28 марта 2001 г. — Минск, 2004. — С. 33–39.
4. Определение координат развивающихся дефектов на цилиндрических поверхностях / А. Я. Недосека, М. А. Яременко, М. А. Овсиенко, Л.Ф. Харченко // Там же. — 2006. — № 1. — С. 11–13.

The paper presents materials of testing and investigation of performance of instrumentation for acoustic emission and diagnostics of the new generation, as well as results of introduction of updated software for the above instrumentation, which offers new technological capabilities for its practical application

Поступила в редакцию 18.02.2010

Вышел в свет очередной выпуск журнала Weld+vision № 24 (2010 г.) на русском языке (издатель — «Фрониус Украина»)

Содержание

От редактора

Как сталь формирует нашу жизнь

Научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы

TransSteel уже применяется с роботами и в судостроении

Contec — революционная инновация

Виртуальная сварка: сварка на компьютере

Кратко и по существу

Новости от «Fronius»

Инновации

Новый дуговой процесс со струйным переносом металла для высокоэффективной сварки

Практические примеры

Качество «Fronius» с пакетом Steel Transfer Technology®

О фирме

«Fronius» продолжает расти

Информация для путешественников

Джаз, блюз и сварка в Атланте



Бесплатную подписку можно оформить
в редакции журнала «Автоматическая сварка»



ПО СТРАНИЦАМ ЖУРНАЛА «WELDING JOURNAL», 2009, № 9, 10



ИСКЛЮЧЕНИЕ ТРЕЩИН ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКЕ СУПЕРСПЛАВА ALVAC 718PLUS (№ 9)

Alvac 718Plus представляет собой новый упрочненный суперсплав на никелевой основе, предназначенный для расширения температурного интервала эксплуатации изделий, изготовленных из широко известного сплава Inconel 718, прочность которого снижается при температуре эксплуатации свыше 650 °C из-за неустойчивости основной упрочняющей γ'' -фазы.

Проведенные ранее исследования показали, что при электронно-лучевой сварке сплава Inconel 718 возможно появление трещин в зоне термического влияния, что характерно для многих суперсплавов на никелевой основе. Кроме того, оказалось, что процесс образования трещин при электронно-лучевой сварке можно существенно ограничить, или даже полностью предотвратить его развитие путем использования соответствующей предварительной термообработки зоны соединения.

В связи с этим целью проведенных исследований является выявление влияния предварительной термообработки на процесс возникновения трещин в зоне термического влияния при электронно-лучевой сварке суперсплава Alvac 718Plus.

Методика проведения исследований включала предварительную термообработку образцов сплава размером 12×12×100 мм, сварку фокусированным лазерным лучом (при следующих параметрах сварки: анодное напряжение 44 кВ, ток луча 79 мА, скорость сварки 152 см/мин), разрезку образцов поперек сварного шва на станках электроискро-

вой резки, полировку по стандартной методике и электролитическое травление в 10 %-й шавелевой кислоте в течение 5 с при напряжении 6 В.

Микроструктуру поперечного сечения сварных образцов изучали с помощью оптического микроскопа и сканирующего электронного микроскопа «JEOL 5900» как в режиме отражения вторичных электронов, так и в режиме фиксирования обратно-рассеянных электронов.

Чувствительность металла к растрескиванию оценивали путем измерения общей длины трещин, выявляемых в восьми участках каждого микрошлифа сварного образца.

Предварительную термообработку образцов проводили при трех вариантах изменения температуры (950, 1050 и 1150 °C) и при трех вариантах охлаждения (в ледяной воде со скоростью 500 °C/с; на воздухе со скоростью 25 °C/с и вместе с печью со скоростью 0,25 °C/с).

Распределение среднего размера зерен металла в зависимости от температуры предварительной термообработки представлено на рис. 1.

Влияние параметров предварительной термообработки на восприимчивость металла к растрескиванию представлено на рис. 2.

Дальнейшие исследования показали, что не менее существенное влияние на процесс образования трещин в зоне термического влияния при сварке сплава 718Plus оказывает концентрация бора. В связи с этим для повышения свариваемос-

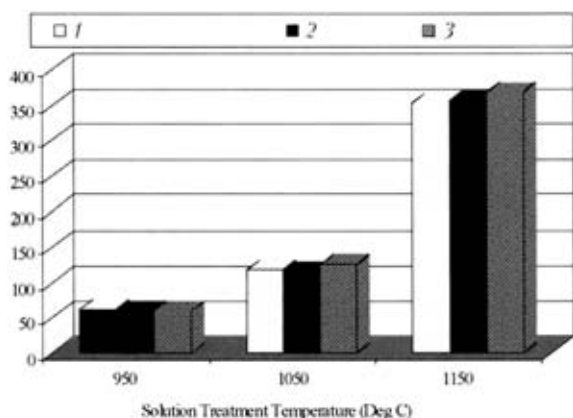


Рис. 1. Температура термообработки (°C): 1 — закалка образцов в воде ледяной температуры; 2 — охлаждение на воздухе; 3 — охлаждение вместе с печью

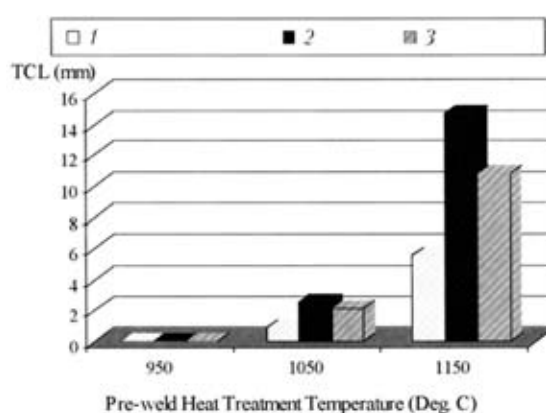


Рис. 2. Влияние параметров предварительной термообработки на общую длину трещин в зоне термического влияния: 1–3 — то же, что и на рис. 1



ти этого сплава концентрация бора должна быть на минимальном уровне.

Проведение данных исследований позволило выявить взаимосвязь появления трещин с выделением бора по границам зерен свариваемого металла и с размером кристалличес-

ких зерен. Показано, что эти два фактора (сегрегация бора и величина кристаллических зерен) зависят от параметров предварительной термической обработки и при соответствующем выборе этих параметров появляется возможность устранения появления трещин в зоне сварного соединения.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ МЕТОДОМ ИСПЫТАНИЙ НА МИКРОПРОКОЛ (№ 9)

Метод испытания металлов микропроколом позволяет оценивать основные механические свойства любых материалов (пределы текучести и прочности, относительное удлинение, энергию разрушения и ударную вязкость металлов). Особенно важно иметь информацию об этих свойствах металла непосредственно в зоне термического влияния, где появление микроструктур с высокой твердостью и хрупкостью во многих случаях определяет прочность сварного соединения.

Этот метод можно отнести к категории методов контроля механических свойств, близких к неразрушающим испытаниям из-за очень малых размеров образцов (10×10 мм) толщиной 0,5 мм, вырезаемых из испытуемого металла на ус-

тановках электроискрового резания. Однако в отличие от известных методов неразрушающего контроля, основанных на косвенных измерениях механических свойств, метод микропрокола позволяет проводить непосредственные измерения этих параметров.

Схема устройства для реализации метода испытаний микропроколом представлена на рис. 1.

Типичные зависимости деформации образца от прилагаемой нагрузки, регистрируемые при этом методе испытаний, представлены на рис. 2.

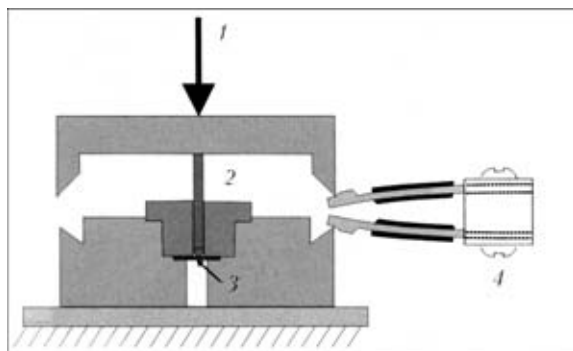


Рис. 1. Схема устройства для реализации метода испытаний на микропрокол: 1 — усилие, прилагаемое установкой для испытаний; 2 — пуансон; 3 — образец испытуемого металла; 4 — прибор регистрации линейных деформаций

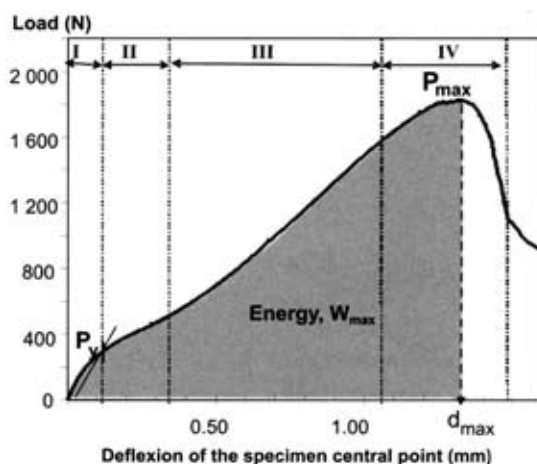


Рис. 2. Зависимость деформации образца от нагрузки при испытаниях на микропрокол

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ СВАРКИ ДВУХФАЗНЫХ СТАЛЕЙ (№ 10)

Процесс постоянного совершенствования качества высокопрочных сталей вызывает необходимость в соответствующем совершенствовании способов их соединения. К известным способам соединения концов стальной ленты при изготовлении стального проката из высокопрочных сталей или при ее последующей обработке (травление, цинкование) относится дуговая сварка в инертных или в активных газах, лазерная сварка (для толщин металла менее 1 мм), однако наиболее широко применяют стыковую сварку оплавлением и шовную сварку сопротивлением.

К проблемам сварки концов металлической полосы из высокопрочных сталей относятся затруднения при разрезке стали высокой твердости, повышенные зазоры при стыковке торцов перед сваркой, склонность к разрыву листа в процессе проката из-за повышения твердости в зоне соединения и т. п.

Способ высокочастотной сварки, который относится к процессам сварки в твердой фазе, считается наиболее перспективным в связи с известными недостатками конкурирующих способов: сварки сопротивлением (низкая скорость сварки, применение лишь для металлов малой толщины) и сварки оплавлением (сложность контроля параметров процесса, неравномерность плавления по ширине полосы, скручивание торцов полосы).

Целью проведенных исследований является выявление взаимосвязи между параметрами термического воздействия

импульсного высокочастотного нагрева и качеством соединения высокопрочных сталей, а также оценка возможности использования результатов данных исследований для реализации в производственных условиях.

В данной работе использовали образцы размером 1,6×44×89 мм, которые после фиксации в алюминиевых губках нагревали водоохлаждаемым индуктором от источника высокочастотного тока с максимальной мощностью 100 кВт в интервале частот 250...400 кГц. Для исключения влияния на качество сварных соединений воздушной среды сварку проводили в камере, заполненной аргоном.

К основным особенностям экспериментального и компьютерного моделирования условий высокочастотной сварки, отличающихся от условий способов, широко применяемых в промышленности, например, при сварке труб, относятся следующие: 1) скоротечность процесса, исключающего установление стабильных параметров сварки (время нагрева не более 4 с); 2) четкое управление перемещением торцов свариваемых полос с исходной величиной зазора между торцами свариваемых образцов 1 мм (не зависящим от скорости сварки или угла смыкания металла при изготовлении прямошовных труб); 3) возможность изменения частоты индукционного нагрева в пределах 250...400 кГц и использование современных средств управления мощностью источника питания в пределах 25...100 кВт.



ИЗМЕНЕНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА НА ГРАНИЦЕ СВАРНОГО ШВА В ОБРАЗЦАХ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ (№ 10)

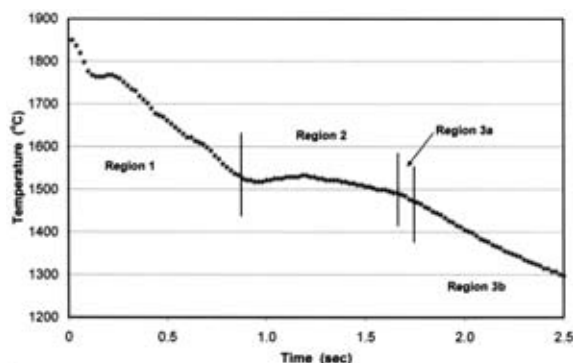
Исследования химических и микроструктурных градиентов на границе сварного шва, возникающих при различных способах сварки (автоматической сварке под флюсом, ручной сварке в защитных газах, автоматической сварке в инертной атмосфере), были проведены с целью выявления их влияния на стойкость металла сварного шва к хрупкому разрушению.

В качестве объекта исследований использована низкоуглеродистая сталь A508 (по классификации ASTM), в состав которой, кроме железа, входят следующие легирующие элементы, мас. %: 0,20 C; 3,4 Ni; 1,75 Cr; 0,55 Mo; 0,25 Mn. Используемый для сварки этой марки стали присадочный материал S3NiMo1 содержит легирующие элементы в следующем количестве: 0,10 C; 0,95 Ni; 0,1 Cr; 0,5 Mo; 1,4 Mn; 0,2 Si. Таким образом, в присадочном материале меньше никеля и хрома, но больше марганца, чем в основном металле.

Эти различия химического состава основного и присадочного металлов приводят к возникновению сложных микрохимических реакций на границе сварного шва, где высокая скорость диффузии элементов в зону термического влияния, а конвективному перемешиванию металла препятствует быстрое затвердевание металла сварного шва. Причем процесс массопереноса во время затвердевания и охлаждения металла сварного шва резко ограничен во времени (не более 5 с).

Результаты исследований указывают на наличие процесса массопереноса никеля из основного металла в сварной шов, и на встречный перенос марганца во время затвердевания металла сварного шва и вблизи момента формирования прослойки δ -феррита между металлом сварного шва и зоной термического влияния. Молибден почти не участвует в массопереносе из-за приблизительно равной его концентрации как в основном металле, так и в металле сварного шва.

По сравнению со способами автоматической и ручной дуговой сварки в защитных газах способ автоматической



Процесс в МШ	Процесс в ЗТВ
1. Перегретый МШ, контактирует с ОМ	Теплота дуги расплавляет ОМ и формирует шов
2. Затвердевание МШ	Диффузия и рост зерен аустенита в ЗТВ
3. Охлаждение МШ, фазовые превращения	а: охлаждение металла через прослойку δ -феррита б: то же, через прослойку γ -аустенита

Распределение температуры в период затвердевания сварного шва при автоматической дуговой сварке под флюсом

дуговой сварки вольфрамовым электродом менее подвержен указанным выше явлениям, в связи со снижением тепловложения в процессе сварки и сокращения времени пребывания металла при температуре плавления.

ПАЙКА СЕРЕБРА С АЛЮМИНИЕМ И МЕДЬЮ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КРИОГЕННОЙ АППАРАТУРЫ (№ 10)

Миниатюризация и повышение быстродействия электронно-вычислительной аппаратуры (увеличение тактовой частоты процессоров свыше 5 ГГц) вызывает необходимость совершенствования теплоотводящих устройств (тепловых трубок) с использованием серебряного теплоотводящего элемента, который обычно соединяют с медным или алюминиевым корпусом способом низкотемпературной пайки (рисунк).

В качестве охладителей используют воду, позволяющую отводить от тепловыделяющего элемента до 1000 Вт/см², и более эффективные низкокипящие жидкости (хлордифторметан, четырехфтористый углерод), сплавы с низкой температурой плавления (натрий, галлий) и сжиженные газы (азот).

Цель проведения исследований состояла в оценке прочностных свойств соединений серебра с медью и серебра с алюминием, паяных припоем Sn-20 мас. % Zn до и после термоциклирования в интервале температуры от -196 до +20 °C и влияния криогенных температур на микроструктуру металла паяного шва.

Испытания паяных соединений на термоциклирование выявили снижение как прочности на растяжение примерно на 14 % образцов соединений серебра с алюминием, так и прочности на растяжение до 4 % у образцов соединений серебра с медью. Отсутствие микротрещин указывает на невысокий уровень механических напряжений в зоне паяного шва, возникающих при термоциклировании, что обусловлено высокой пластичностью основного компонента припоя.

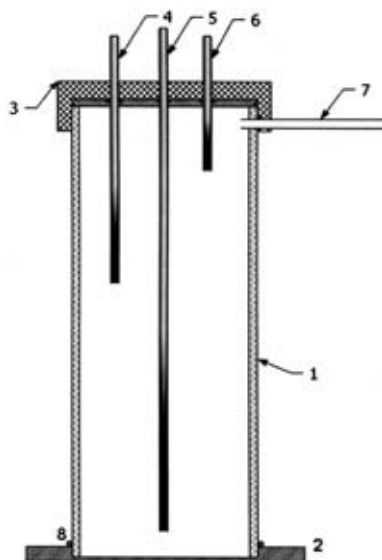


Схема конструкции испарителя для охлаждения процессора: 1 — алюминиевая трубка; 2 — теплоотводящая пластина из чистого серебра; 3 — крышка (паяная); 4 — ввод термодатчика; 5 — трубка подвода жидкого азота; 6 — отвод паров азота; 7 — коллектор паров азота; 8 — паяный шов



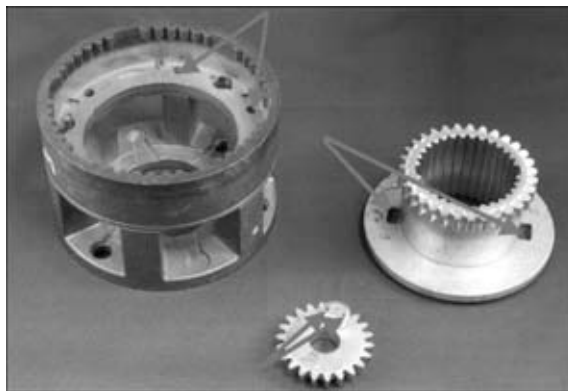
ПРОВЕРКА КАЧЕСТВА ПАЯНО-СПЕКАЕМЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОГО РЕЗОНАНСА (№ 10)

Порошковая металлургия представляет собой совокупность методов и технологических процессов, направленных на получение поликристаллических одно- или многофазных материалов и изделий из них с помощью диспергирования металлов, обработки давлением в условиях нагрева в печах с контролируемой атмосферой до температуры ниже точки плавления обрабатываемых материалов.

Для изготовления спекаемых изделий более сложной конфигурации и с требуемым уровнем прочности можно использовать метод ее расчленения на несколько более простых заготовок, изготавливаемых вместе с предварительно закладываемыми в них вставками из припоя, который расплавляется в процессе спекания заготовок, соединяя их в монолитную конструкцию. При этом паяно-спекаемое изделие обеспечивает достаточно прочное соединение заготовок при существенном снижении себестоимости его изготовления.

В качестве примера решения подобной задачи на рисунке показаны несколько отдельно компактированных заготовок со вставками из припоя, которые отмечены стрелками.

Однако при изготовлении паяно-спекаемых изделий возможно появление некоторых дефектов, например, перекос соединяемых заготовок или недостаточно глубокое проникновение припоя в соединяемые заготовки. Гарантирование высокого качества готовых изделий, выпускаемых крупными сериями или в массовом производстве можно обеспечить введением в технологический процесс достаточно дорогой операции разбраковки изделий при выявлении в них потенциальных дефектов.



Снизить затраты на этой операции оказалось возможным при использовании резонансно-акустического метода неразрушающего контроля, который фиксирует отклонение серии ответных сигналов, фиксируемых на частотах в пределах 4...40 кГц, от сигналов, характеризующих доброкачественное (структурно однородное) изделие.

Тестирование качества изготовления блока шестеренок коробки передач методом акустического резонанса показало достаточно четкую корреляцию полученных результатов этого метода с результатами разрушающих методов контроля.

РЕШЕНИЕ ПРОБЛЕМ, ПРИСУЩИХ СПОСОБУ ГАЗОПЛАМЕННОЙ ПАЙКИ АЛЮМИНИЯ (№ 10)

Замена меди алюминием в конструкциях теплообменников вынуждает изготовителей изменить свое отношение к выбору способа пайки, припоя и флюса.

В отличие от пайки изделий из меди, которые можно паять самофлюсующимися припоями на основе сплавов медь-фосфор, к проблемам пайки алюминия относится необходимость поиска оптимального варианта флюса по технологическим и экономическим параметрам, необходимость выбора метода его нанесения. Усложняется процесс пайки также из-за минимальной разницы между температурой плавления основного металла и плавлением высокотемпературного припоя (обычно менее 100°). Эти проблемы усугубляются при изготовлении алюминиевых конструкций с более высокой плотностью монтажа теплообменников из трубок.

При выборе активного флюса на основе хлорида калия с многочисленными фирменными добавками, который обеспечивает качественное соединение изделий из алюминия, возникает проблема очень тщательного удаления остатков флюса во избежание возникновения электролитической коррозии в процессе эксплуатации.

Решить проблему тщательного удаления остатков активного флюса можно путем использования некорродирующего флюса, например, на основе фторидов калия и цезия, однако после пайки в местах соединения появляются белесоватые пятна с матовой поверхностью, которые затрудняют опера-

цию повторной пайки (например, при появлении дефектов паяного соединения). В качестве примера некорродирующего флюса обычно используют разработки фирмы «NOCO-LOK» для пайки алюминия припоями на основе алюминий-кремний.

Проблема нанесения на место пайки флюса и припоя, в частности, для получения кольцевых соединений, может быть решена использованием спеченных колец из смеси порошков припоя и флюса требуемой зернистости, или трубчатого припоя с порошком флюса внутри, однако исключить свойственные им «недостатки» можно с помощью припойных шайб фирмы «ChannelFlux», которые имеют внутреннюю канавку для размещения точно отмеренной порции флюса.

Относительно проблемы минимальной разницы между температурой плавления основного металла и плавления припоя можно рекомендовать припой на основе цинк-алюминий (78 % Zn + 22 % Al), который плавится в интервале температур 426...470,7 °С и соответствует интервалу активности флюса с добавками цезия.

Проведенные независимые испытания на механическую прочность и стойкость в морском тумане (в соответствии с ASTM B117) в течение 2000 ч показывают возможность успешной замены известных марок припоя сплавами на основе цинк-алюминий.

Материал подготовил
В. М. Кислицын, канд. техн. наук



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «Ti-2010 в СНГ»

16–19 мая 2010 г. в г. Екатеринбург (Россия) состоялась организованная Межгосударственной ассоциацией «Титан» традиционная ежегодная Международная конференция «Титан в СНГ». В конференции приняли участие более 230 участников из России, Украины, Казахстана, Таджикистана, Китая, Германии, Франции, Италии, Японии, Люксембурга, Польши и других промышленно развитых стран. На конференции выступили с докладами ученые и специалисты в области титана из ведущих научно-исследовательских организаций и промышленных предприятий России и Украины (ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ФГУП «Всероссийский институт авиационных материалов», ОАО «Всероссийский институт легких сплавов», ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет — УПИ имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», «МАТИ» — Российского государственного технологического университета им. К. Э. Циолковского, Института проблем сверхпластичности металлов РАН, Института структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН, ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», ФГУП «Гиредмет», ОАО «Уралредмет», ООО «ОКБ Сухого», ОАО «Электро-механика», ОАО «Калужский турбинный завод», Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, Института металлофизики им. Г. В. Курдю-

мова НАН Украины, Института проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины, Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина НАН Украины, Государственного научно-исследовательского и проектного Института титана, ГП «Антонов» и др.). Всего представлено более 90 докладов на секциях «Сырье. Металлургия» и «Металловедение и технологии титановых сплавов». Кроме того, проведены заседания дискуссионного клуба «Современные особенности мирового рынка титана» и тематического семинара «Плавка титана».

Пленарное заседание конференции проводили в г. Верхняя Салда (Свердловская обл.). Затем участники конференции посетили производственные цеха ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА», являющейся одним из ведущих мировых производителей всего спектра титановых полуфабрикатов ответственного назначения (штамповки, трубы, прутки, листы и др.), обеспечивая 100 % потребностей в титановых деталях для оборонных и авиастроительных предприятий России и Украины и около половины потребления титановых полуфабрикатов зарубежных изготовителей гражданских самолетов.

Генеральный директор ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА» М. В. Воеводин в своем выступлении отметил, что программа модернизации предприятия, несмотря на мировой экономический



кризис, продолжается в направлении увеличения объемов выпуска титана и повышения доли продукции высоких степеней передела. Так, например, в 2010 г. начали сотрудничать совместные предприятия с фирмой «Боинг» в области механической обработки штамповок из титановых сплавов для дисков газотурбинных двигателей и шасси авиалайнеров. Производственные мощности по выпуску губчатого титана должны составить 44 тыс. т в год.

Большое количество докладов на конференции представили специалисты ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» — одного из ведущих мировых центров в области создания титановых сплавов, а также разработки технологий их сварки, плавки, термической и деформационной обработки. Из всего разнообразия сварочных технологий на конференции наибольшее внимание уделили вопросам аргонодуговой и электронно-лучевой сварки толстостенных конструкций из титановых сплавов. Активно участвовали в работе конференции ученые из Уральского государственного технического университета — УПИ и МАТИ — РГТУ им. К. Э. Циолковского, в которых ведутся интенсивные исследования в области материаловедения титана и сплавов на его основе, в том числе с целью его применения в медицине.

На конференции представлены научно-технические разработки институтов Национальной академии наук Украины, в том числе от ИЭС им. Е. О. Патона — доклады, посвященные аргонодуговой сварке титановых сплавов в узкий зазор и на вертикальной плоскости с магнитным управлением дугой, выплавке способом электронно-лучевой плавки крупногабаритных слитков жаропрочных сплавов на основе титана, электрошлаковым технологиям плавки и сварки титана с управляемыми гидродинамическими процессами, а также исследованию процессов зонной перекристаллизации алюминидов титана.

Специалисты Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова рассмотрели физические, технологические и экономические аспекты изготовления деталей из титановых сплавов способами порошковой металлургии. Представители Донецкого физико-технического института им. О. А. Галкина представили свои разработки в области получения способами винтовой экструзии заготовок наноструктурного титана.

На заседании дискуссионного клуба «Современные особенности мирового рынка титана» выступили А. В. Александров (ЗАО «Межгосударствен-

ная ассоциация «Титан»), А. Н. Строшков (ОАО «Корпорация «ВСМПО-АВИСМА»), Тургын Рахман (Advanced Materials Japan Corp., Япония), Steven Hancock (TiRus International SA, Швейцария), Т. Nishimura (NTC Corporation for titanium, Япония) и многие другие специалисты, работающие на рынке титана. Практически все докладчики отметили рост объемов заказов на титановую продукцию в 2010 г. как в гражданском и военном самолетостроении, так и в общегражданских секторах промышленности, хотя уровень производства 2008 г. еще не достигнут.

Новые технологические процессы получения чистого титана так и не вышли за рамки лабораторных исследований, поэтому основным способом получения титана остается достаточно затратный способ Кроля, поэтому ожидать существенного снижения себестоимости производства титана в настоящее время не приходится. Подтверждением этого является тот факт, что в кризисном 2009 г. построенные в Китае новейшие заводы по производству губчатого титана так и не смогли снизить стоимость своей продукции ниже среднемирового уровня. Поэтому мировой рынок титана характеризуется высокой конкуренцией, в которой решающими факторами успеха являются высокое качество изделий и низкая себестоимость их производства, которые достигаются за счет применения новых прогрессивных технологий.

Анализ различных технологий плавки титана на тематическом семинаре «Плавка титана» позволил сделать вывод о том, что основным способом производства слитков из сплавов на основе титана продолжает оставаться технология вакуумно-дугового переплава, тогда как при выплавке слитков и слэбов из нелегированного титана все большее применение находит технология электронно-лучевой плавки, что подтверждается фактом пуска в эксплуатацию за последние три года новых электронно-лучевых печей для плавки титана в США (фирма TIMET), Германии (ThyssenKrupp), Китае (Bao Ti Group), Украине (ЗТМК) и строительство нескольких новых установок в этих же странах.

В заключение хотелось бы отметить высокий уровень проведения конференции и выразить благодарность ее организаторам в лице ЗАО «Межгосударственной ассоциации «Титан» и ее председателя А. В. Александрова.

С. В. Ахонин, д-р техн. наук



С. И. КУЧУКУ-ЯЦЕНКО — 80



2 августа 2010 г. исполнилось 80 лет со дня рождения первого заместителя директора Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, академика НАН Украины Сергея Ивановича Кучука-Яценко.

Сергей Иванович после окончания Киевского политехнического института по распределению был направлен на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона, где прошел славный трудовой путь от молодого специалиста инженера до профессора, доктора технических наук, заведующего одного из ведущих отделов, первого заместителя директора института по научной работе, академика Национальной академии наук Украины. В 1960 г. С. И. Кучук-Яценко защитил кандидатскую, а в 1972 г. — докторскую диссертации. В 1978 г. он был избран членом-корреспондентом, а в 1987 г. — действительным членом Национальной академии наук Украины.

Научная деятельность С. И. Кучука-Яценко связана с исследованиями физико-металлургических процессов при сварке различных материалов в твердой фазе. В частности, им получены новые данные об особенностях формирования соединений с образованием тонкого слоя расплава на контактирующих поверхностях свариваемых деталей, его поведении под действием электродинамических сил и особенностях его взаимодействия с газовой средой в зоне контакта. Впервые было показано, что состояние расплава в период, предшествующий деформации свариваемых деталей, оказывает доминирующее влияние на образование металлических связей между контактирующими поверхностями и формирование химической неоднородности в зоне соединения. Детально изучено влияние оксидных структур в расплаве на качество соединений и определены пути минимизации окислительных процессов в указанный период сварки.

Наряду с перечисленными исследованиями С. И. Кучук-Яценко в течение многих лет проводит целенаправленное изучение быстропотекающих процессов нагрева и разрушения единичных контактов при высоких концентрациях энергии. Им установлен ряд новых закономерностей, характеризующих энергетические показатели процесса контактного плавления металлов, определены пути автоматического управления основными параметрами процесса с целью получения наиболее благоприятных условий нагрева и деформации свариваемых деталей.

Практическим результатом перечисленных фундаментальных исследований является разработка С. И. Кучуком-Яценко новых способов контактной

сварки непрерывным, импульсным, пульсирующим оплавлением, запатентованных в ведущих странах мира. На их основе С. И. Кучуком-Яценко совместно с коллективом сотрудников были разработаны технологии сварки различных изделий, системы управления и новые образцы сварочного оборудования, не имеющие аналогов в мировой практике. Оборудование отличается высокой производительностью, минимальной потребляемой мощностью и массой, обеспечивает стабильное и высокое качество соединений. Эти преимущества наиболее значимы при сварке деталей сложной конфигурации с большими поперечными сечениями. В последние годы он проводит исследования контактной сварки сопротивлением деталей из трудносвариваемых сплавов, композиционных материалов с использованием активирующих покрытий и специальных прослоек, имеющих композиционную структуру, в том числе состоящих из многослойных наноструктурированных материалов. Это позволило создать новые технологии соединения жаропрочных материалов на основе интерметаллидов никеля и титана, а также инструментальных сплавов. Научная и инженерная деятельность С. И. Кучука-Яценко характеризуется комплексным подходом к решению поставленных задач. Выполненные им фундаментальные исследования сопровождаются разработкой оригинальных технологий сварки, автоматического и в последние годы компьютеризированного управления процессом сварки и созданием современного сварочного оборудования.

При его непосредственном участии осуществляется организация промышленного производства разработанного нового сварочного оборудования и его массового внедрения в производство. Вот некоторые наиболее значимые этапы деятельности С. И. Кучука-Яценко. Более пятидесяти лет С. И. Кучук-Яценко занимается работами по сварке рельсов. Разработанные при его активном участии и руководстве технологии и оборудование для сварки рельсов позволили впервые в мировой практике применить высокопроизводительную контактную сварку в полевых условиях, что в значительной мере способствовало переводу железных дорог на бесстыковые пути. При активном участии С. И. Кучука-Яценко серийный выпуск такого оборудования по документации ИЭС был организован на Каховском заводе электросварочного оборудования, который с 1970-х годов стал мировым экспортером такого оборудования. За прошедшие годы создано более десяти поколений рельсосварочных машин, которые используются в странах СНГ и во многих странах мира, С. И. Кучук-Яценко принимает активное участие в совершенствовании этого оборудования и технологии свар-

ки, что позволяет поддерживать его высокую конкурентоспособность. В последние годы созданы новые поколения сварочных машин, позволяющих сваривать рельсы бесконечной длины при ремонте бесстыковых путей с одновременной стабилизацией их напряженного состояния. В 1966 г. за разработку и внедрение машины для стыковой сварки рельсов при ремонте и строительстве бесстыковых железнодорожных путей С. И. Кучуку-Яценко в составе авторского коллектива присуждена Ленинская премия. Ему присвоено звание «Почетный железнодорожник СССР».

Разработки С. И. Кучука-Яценко и его сотрудников успешно использованы также на машиностроительных заводах при изготовлении кольцевых заготовок, валов и заготовок из разнородных материалов. Особенно эффективным оказалось применение многопозиционной контактной сварки, позволяющей сваривать крупногабаритные детали одновременно в нескольких местах (корпуса двигателей, радиаторы мощных трансформаторов). Внедрение одной установки в линии производства картеров блоков мощных дизелей на Коломенском тепловозостроительном заводе позволило повысить производительность труда в 70 раз и высвободить 380 сварщиков. Значительный эффект получен также в результате многопозиционной сварки на Запорожском трансформаторном заводе при изготовлении радиаторов трансформаторов. В 1976 г. С. И. Кучук-Яценко в составе авторского коллектива удостоен Государственной премии УССР за создание и промышленное внедрение новой технологии и высокоэффективных сборочно-сварочных комплексов для серийного производства крупногабаритных конструкций из унифицированных элементов.

Впервые в мировой практике С. И. Кучуком-Яценко с группой сотрудников была разработана оригинальная технология контактной сварки изделий сложной формы и большого сечения из высокопрочных сплавов на основе алюминия, обеспечивающая получение соединений практически равнопрочных с основным металлом. На ее основе разработано и освоено производство уникального оборудования, которое используется при производстве космической техники на заводах Украины и РФ. В 1986 г. С. И. Кучук-Яценко в составе авторского коллектива удостоен Государственной премии СССР за создание технологии и оборудования для контактной стыковой сварки конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов.

Значительный вклад С. И. Кучук-Яценко внес в создание технологии и оборудования для контактной стыковой сварки, трубопроводов различного назначения. При его активном участии разработаны технологии, системы управления и оборудование для контактной стыковой сварки труб диаметром от 60 до

1400 мм и выполнено его широкомасштабное внедрение при строительстве трубопроводов на территории бывшего СССР. С использованием КСС сварено более 70 тыс. км различных трубопроводов, в том числе 4 тыс. км самых мощных трубопроводов в районах Крайнего Севера. Применение КСС позволило повысить производительность труда и обеспечить надежность трубопроводов. Эта работа была также отмечена Ленинской премией в 1989 г.

Под его руководством и при непосредственном участии непрерывно продолжаются работы по созданию технологий сварки давлением неповоротных стыков труб различного назначения. Впервые в мировой практике разработаны технологии и оборудование для прессовой сварки с нагревом дугой, управляемой магнитным полем, труб диаметром до 300 мм с толщиной стенки 5...15 мм, отличающиеся высокой производительностью при минимальной энергоемкости процесса.

С. И. Кучук-Яценко принимает активное участие на всех этапах выполнения перечисленных работ. В 1998 г. ему присвоено звание «Заслуженный деятель науки и техники Украины», в 2000 г. — Премия им. Е. О. Патона за научную работу «Сварка в твердой фазе». С. И. Кучук-Яценко — автор 640 научных публикаций, в том числе 9 монографий, 350 авторских свидетельств. Им получено более 300 украинских и зарубежных патентов, многие из которых приобретены по лицензионным соглашениям зарубежными фирмами.

В настоящее время академик С. И. Кучук-Яценко продолжает заниматься актуальными проблемами в области сварки, созданием прогрессивных технологий соединения трудносвариваемых материалов. Он возглавляет один из ведущих научных отделов Института электросварки. С. И. Кучук-Яценко длительное время плодотворно сотрудничает с Каховским заводом электросварочного оборудования — одним из ведущих предприятий-изготовителей сварочного оборудования в Украине. Он принимает активное участие в организации серийного производства контактных стыковых машин для сварки железнодорожных рельсов и труб.

С. И. Кучук-Яценко является заместителем председателя ученого совета ИЭС, заместителем главного редактора журнала «Автоматическая сварка», членом межгосударственного научного совета по сварке и родственным технологиям. Им подготовлено более десяти кандидатов и докторов технических наук. Он был избран первым президентом Общества сварщиков Украины, входит в состав его правления, является членом Общества сварщиков США и Великобритании.

Заслуги ученого отмечены двумя орденами Трудового Красного Знамени, орденом Знак Почета, орденом Князя Ярослава Мудрого, медалями.

ГУАНЬ ЦЯО — 75



Гуань Цяо родился 2 июля 1935 г. в Тайюне (Китай) в семье инженера-архитектора. В 1952–1953 гг. учился на подготовительных курсах, а 1953–1959 гг. — в МГТУ им. Н. Э. Баумана, который закончил с отличием. Приступив к работе в Пекинском НИАТе, вскоре был зачислен в аспирантуру (1959–1963 гг.).

Гуань Цяо подготовил в МВТУ им. Н. Э. Баумана под руководством Г. А. Николаева кандидатскую диссертацию на тему «Аргонодуговая сварка алюминевых настилов сборных перевозных мостов» (1963).

Возвратившись в Китай, Гуань Цяо продолжил работу в Пекинском НИАТе. Здесь он с большой энергией и энтузиазмом руководит группой инженеров-сварщиков, решая ряд актуальных практических вопросов, возникающих при изготовлении авиаконструкций, составляет производственные инструкции, нормативы.

В конце 1960-х — начале 1970-х годов Гуань Цяо — ведущий специалист и с его участием разворачиваются научно-исследовательские работы, внедряются новые способы сварки, технологии и оборудование для производства конструкций отечественных самолетов, корпусных агрегатов реактивных двигателей и узлов самолетов, в частности, такие, как импульсная, аргонодуговая сварка плавящимся и неплавящимся электродами, контактная сварка, сварка электронным лучом, плазменная, диффузионная сварка, высокотемпературная пайка и др. За достижения в развитии сварочной техники в авиастроении страны Гуань Цяо был присужден Государственный приз и премия на Всекитайском конгрессе науки в 1978 г.

Позже Гуань Цяо проводит фундаментальные исследования по кинетике упругопластических перемещений металла, происходящих непосредственно во время сварки с использованием муаровой техники. Ему удалось получить количественное распределение действительных сварочных упруго-пластических деформаций в сечении сварного соединения в зависимости от технологических параметров сварки. Эти фундаментальные работы позволили Гуань Цяо обосновать возможность создания процесса «сварки без деформации». Этот метод был признан в мировом сообществе сварщиков как «бездеформационная сварка для соединения материалов малой толщины».

С 1984 г. Гуань Цяо по совместительству читает лекции в Пекинском университете авиации и космонавтики по курсу сварочной механики, организует первую в Китае международную конференцию по сварке в г. Хан-Чжой, посвященную применению механики разрушений при изучении сварочных проблем. По его инициативе и при непосредственном участии организуется Государственная ключевая лаборатория лучевой обработки материалов.

В 1987 г. по приглашению Британского королевского научно-технического общества (The Royal Society, London) Гуань Цяо провел одногодичную исследовательскую программу сотрудничества в Британском институте сварки, где успешно развил далее технику сварки без деформаций.

Гуань Цяо является горячим поборником создания и укрепления творческих связей и деловых контактов между учеными и специалистами разных стран, развивает сотрудничество между Пекинским НИАТом и зарубежными организациями и университетами. Благодаря его инициативе шире открылись пути сотрудничества, обмена специалистами между ИЭС им. Е. О. Патона и китайскими организациями, в том числе и Пекинским НИАТом. Он является членом международного редакционного совета журнала «Автоматическая сварка».

По инициативе Гуань Цяо в 2002 г. в Пекинском НИАТе был организован Китайский центр по сварке трением с перемешиванием. И этот новейший способ сварки быстрыми темпами распространился в различных отраслях промышленности страны, и благодаря этому стал предметом исследований многих специалистов.

В 1994 г. Гуань Цяо был избран членом Академии инженерных наук Китая (АИНК). В течение 2000–2002 гг. он руководил отделением «Машиностроение и средство носителей» при Президиуме АИНК, а с 2000 г. стал членом президиума.

Гуань Цяо уделял и уделяет большое внимание подготовке молодых научных кадров. Под его руководством защищено десятки кандидатских и докторских диссертаций.

Гуань Цяо удостоен многочисленных научных наград и почетных дипломов, среди которых — звание «Передовой работник науки и техники Китая», золотая медаль авиации Китая, награды, врученные МИС и Всекитайским обществом сварщиков за его достижения в науке и технике, Brooker (медаль TWI, приз и премия HLHL за вклад в науку и технику и др.

Сердечно поздравляем юбиляров и желаем им крепкого здоровья, творческого долголетия и талантливых учеников!

ПОДПИСКА — 2010 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
	480 грн.	960 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 (страница А4, 170×240мм) — 170\$

• 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 08.07.2010. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,14. Усл.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44. Цена договорная.

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



ОТЛИЧНАЯ СВАРКА

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИ И ЭКОНОМИЧЕСКИ ОПРАВДАНЫЙ МЕТОД

Ведущий производитель гидросиловых установок добивается высокой эффективности при обработке поверхностей ходовых колес

Оптимизированные для работы в потоке жидкости поверхности способны выдерживать высокую нагрузку и позволяют достигать высокого КПД в гидросиловых установках. Специалисты компании «Andritz Hydro» из г. Равенсбург (Германия) используют дуговой метод CMT (Cold Metal Transfer) при обработке поверхностей ходовых колес и силовых установок. Это позволяет добиться существенного улучшения качества и повышает эффективность работы. По сравнению с используемыми ранее методами сварки MIG и термического напыления можно сэкономить на треть время, расход энергии и материалов.



Сварщик Вольфганг Хартль убежден в эффективности систем для плакирования ходовых колес и судовых силовых установок. Он и его коллеги используют источник сварочного тока TransPuls Synergic 5000 CMT

* Статья на правах рекламы.

Уплотняющие и скользящие поверхности деталей, подверженных воздействию воды, подлежат плакированию. Плакирование заключается в нанесении на основной материал высококачественного покрытия наиболее часто с помощью дуговой наплавки. Материал покрытия обычно является высоколегированным, а основной материал — низколегированным. При плакировании низколегированный материал в области плавления взаимодействует с высоколегированным материалом. Вместо традиционной дуговой наплавки плавящимся электродом специалисты из Равенсбурга используют технологию CMT фирмы «Fronius». Для этого они используют источник сварочного тока TransPuls Synergic 5000 CMT. Преимущества обусловлены основными свойствами инновационного «холодного» процесса: метод CMT по сравнению с другими способами сварки плавящимся электродом позволяет свести к минимуму тепловложение в металл при сохранении достаточной производительности наплавки. Размер проплавления в зоне перемешивания составляет всего от 0,3 до 0,5 мм.



Использование метода CMT позволяет специалистам компании «Andritz Hydro» выполнять плакирование значительно быстрее, эффективнее, а также повышает автоматизацию процесса — например, при работе с уплотнительными фланцами для плакирования и создания сварных соединений

Раньше специалистам из Равенсбурга приходилось наплавлять плакирующий слой в 6 проходов. Только таким образом они добивались необходимого проплавления с заданной чистотой плакирующего покрытия. «Когда мы плакируем сталь бронзой методом CMT, то нам приходится наплавлять всего один слой вместо трех», — делится опытом сварщик компании «Andritz» Вольфганг Хартль.

Компания «Andritz Hydro» из Равенсбурга теперь всегда использует метод CMT при плакировании с помощью дуговой наплавки. «Основное преимущество заключается в низком тепловложении, что сводит к минимуму перемешивание основного и плакирующего металлов и формоизменению, а также обеспечивает высокое качество поверхности», — говорит специалист Бодо Гизельманн. Кроме того, новый метод позволяет до минимума сократить время на доработку: выравнивание и удаление брызг практически не требуется.

**ООО «Фрониус Украина» 07455, Киевская обл.,
Броварской р-н, с. Княжицы, ул. Славы, 24
Тел.: +38 044 277 21 41; факс: +38 044 277 21 44
E-mail: sales.ukraine@fronius.com; www.fronius.ua**

«Fronius International» — это австрийская компания с центральным офисом в г. Петтенбах и филиалами в Вельсе, Тальгейме и Заттленде, а также заводами в Чехии и Украине. Компания «Fronius» производит системы зарядки батарей, сварочную технику и электронику для солнечных установок. Первокласные товары и услуги делают «Fronius» технологическим лидером на мировом рынке. Компания насчитывает более 2500 сотрудников в разных странах мира, из них 1900 — в Австрии. 12 сбытовых дочерних компаний, два представительства (по сварочной технике — в Турции, по электронике для солнечных установок — в Китае) и 130 международных партнеров по сбыту дают компании возможность направлять на экспорт более 90 % своей продукции. В исследования и разработки «Fronius» направляет 6,8 % своего валового оборота, достигающего 370 млн евро (2008 финансовый год). Компании «Fronius» принадлежит 585 действующих патентов.

ВЫСТАВКИ

MVK

www.mvk.ru

РОССИЯ, МОСКВА, ЭЦ «СОКОЛЬНИКИ»

12–15 октября
2010СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ,
ОБОРУДОВАНИЕ,
ТЕХНОЛОГИИweldex
РОССВАРКА

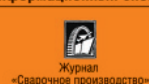
www.weldex.ru

10-я юбилейная Международная выставка

WELDEX
РОССВАРКА

на правах рекламы

Дирекция выставки: тел./факс: (495) 925-34-82; e-mail: mns@mvk.ru

Организатор:ЗАО «Международная
Выставочная Компания»**При поддержке:**Московской
Межотраслевой
Ассоциации
Главных Сварщиков
Московской
Торгово-промышленной
палаты**Под патронатом:**Правительства Москвы
Торгово-промышленной
палаты РФ
Правительства Московской
области**При содействии:****Генеральный
информационный спонсор:****Информационные спонсоры:**

РЕГИОНАЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВИТЕЛЬСТВА ЗАО «МВК»: МВК УРАЛ: (343) 371-24-76, МВК ВОЛГА: (843) 291-75-89

23-26 Листопада 2010 р.

IX МІЖНАРОДНИЙ ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2010

**УКРАЇНА, КИЇВ
МІЖНАРОДНИЙ ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР**



УКРПРОМ АВТОМАТИЗАЦІЯ

- АВТОМАТИЗАЦІЯ ВИРОБНИЦТВА
- КОМП'ЮТЕРИ І МЕРЕЖІ
- ВБУДОВАНІ СИСТЕМИ
- ТЕХНІЧНІ ЗАСОБИ
- ПРИЛАДИ І КОМПОНЕНТИ
- SCADA-СИСТЕМИ
- СИСТЕМИ РЕАЛЬНОГО ЧАСУ
- УПРАВЛІННЯ ПІДПРИЄМСТВОМ
- ПРОГРАМНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ
- СИСТЕМНА ІНТЕГРАЦІЯ І НАВЧАННЯ



ЗРАЗКИ, СТАНДАРТИ, ЕТАЛОНИ, ПРИЛАДИ

- СТАНДАРТИЗАЦІЯ
- СЕРТИФІКАЦІЯ
- МЕТРОЛОГІЯ
- НЕРУЙНІВНИЙ КОНТРОЛЬ
І ТЕХНІЧНА ДІАГНОСТИКА
- КОНТРОЛЬНО-ВИМІРЮВАЛЬНІ
ПРИЛАДИ І АПАРАТУРА
- ВАГОВЕ І ВАГОДОЗУЮЧЕ
ОБЛАДНАННЯ
- ЛАБОРАТОРНЕ ОБЛАДНАННЯ

**НАУКОВО-ПРАКТИЧНА КОНФЕРЕНЦІЯ:
"ТЕХНІЧНІ РІШЕННЯ ДЛЯ СИСТЕМ АВТОМАТИЗАЦІЇ ВИРОБНИЦТВА"**



ОФІЦІЙНА ПІДТРИМКА: МІНПРОМПОЛІТИКИ УКРАЇНИ, ДЕРЖСПОЖИВСТАНДАРТ УКРАЇНИ

**УКРАЇНА, 02660, КИЇВ
БРОВАРСЬКИЙ ПРОСПЕКТ, 15
☎: +380 44 201-11-78, 206-87-96
www.tech-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua**

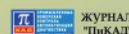


**ОРГАНІЗАТОР
ТОВ "МІЖНАРОДНИЙ
ВИСТАВКОВИЙ ЦЕНТР"**

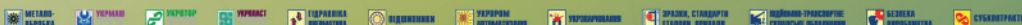
ПАРТНЕРИ



ІНФОРМАЦІЙНИЙ СПОНСОР



ІНФОРМАЦІЙНА ПІДТРИМКА





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

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

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

Порошковые проволоки — ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24С, ПП-АН30, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН67, ПП-АН68М, ПП-АН69, ПП-АН70М, ПП-АН82У, 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	Тел.:	(044)	456-64-95
г. Киев-112			456-63-69
ул. О. Телиги, 2	Факс:	(044)	456-64-95
			456-63-08

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

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. Курсантская, 1
г. Днепропетровск
49051, Украина

Тел. (380562) 35-50-25
Тел./факс (38056) 37-41-912
E-mail sp@spetsplav.dp.ua

НАВКО-ТЕХ

Automatic machines and robots for arc welding

**Автоматические установки и роботы
для дуговой сварки и наплавки**



УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ
ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ

УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ
КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ

РОБОТОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ
КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ

СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА



Украина, Киев
Тел.: +38 044 456-40-20
Факс: +38 044 456-83-53

<http://www.navko-teh.kiev.ua>

E-mail: info@navko-teh.kiev.ua

СЕЛМА ОАО «Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА»

Производство электросварочного оборудования

Номенклатура выпускаемого оборудования составляет более 100 наименований сварочной техники для всех видов электродуговой сварки:

- трансформаторы и выпрямители для ручной дуговой сварки
- полуавтоматы для сварки в среде защитных газов
- установки для аргонодуговой сварки неплавящимся электродом
- установки воздушно-плазменной резки металла
- сварочные автоматы. Сварочные головки
- машины для контактной точечной сварки
- оборудование для механизации процесса сварки и резки
- оборудование для управления контактными сварочными машинами
- машины для автоматической плазменной резки портального типа
- машины для автоматической резки и разделки кромок под сварку труб
- дизельные сварочные агрегаты типа АДД
- машины для механической подготовки кромок под сварку

Вся продукция фирмы сертифицирована Госстандартами Украины и России. На предприятии внедрена и сертифицирована система обеспечения качества выпускаемой продукции ISO 9001-2001, TUV (Германия).

«Фирма СЭЛМА» проводит гарантийное и сервисное обслуживание оборудования, пусконаладочные работы, обучение и консультации по эксплуатации сварочного оборудования.



95000, г. Симферополь, Украина,
ул. Генерала Васильева, 32А
Отдел маркетинга и сбыта: +38 (0652) 66-85-37, 58-30-55
Факс: +38 (0652) 58-30-53
E-mail: sales@selma.crimea.ua http://www.selma.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 стеклонизделей» 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.



ЗАВОД АВТОГЕННОГО ОБОРУДОВАНИЯ

ДОНМЕТ®

Украина, г. Краматорск, тел./факс: (06264) 5-77-13
svarka@donmet.com.ua www.donmet.com.ua

Все для газовой резки и сварки. Электросварка.

100% гарантия от производителя

GYS **ТБ**

ДОНМЕТ®

ФИРМЕННАЯ ТОРГОВАЯ СЕТЬ

КИЕВ • ДОНЕЦК
Тел./факс (044) 404-38-72 Тел./факс (062) 381-88-93

ЗАПОРОЖЬЕ
Тел./факс (061) 224-11-56

ПУГАНСК • ОДЕССА
Тел./факс (0642) 71-51-65 Тел./факс (048) 785-19-65



Plasma Master Научно-производственная фирма **ПЛАЗМА-МАСТЕР ЛТД.**

Лидер в Украине в области плазменно-порошковой наплавки

- Оборудование для плазменно-порошковой наплавки
- Плазмотроны для наплавки различных модификаций
- Технологические разработки в области плазменной наплавки
- Услуги по наплавке деталей машин

Ручная плазменно-порошковая наплавка — прекрасный инструмент в ремонте!

Украина, 03680, Киев
ул. Кржижановского, 3
тел./факс: +38 044 537-31-44
office@plasma-master.com.ua
www.plasma-master.com.ua




ОАО "ЗОНТ"

ПРОИЗВОДСТВО:

МАШИН ФИГУРНОЙ ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ "АСШ-70М";
 МАШИН ДЛЯ МИКРОПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ "МЕТЕОР";
 МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ "КОМЕТА М";
 МАШИН ДЛЯ ГИДРОАБРАЗИВНОЙ РЕЗКИ "МАРИНА";
 МАШИН ПЛАЗМЕННОЙ И ГАЗОКИСЛОРОДНОЙ РЕЗКИ С
 ЧПУ ДЛЯ ФИГУРНОЙ РЕЗКИ ТРУБ;
 ПЕРЕНОСНЫХ ГАЗОРЕЖУЩИХ МАШИН "РАДУГА";
 НАСОСОВ, ТЕПЛООБМЕННИКОВ И ЗАПАСНЫХ ЧАСТЕЙ ДЛЯ
 КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ.

ПОСТАВКА
 ИСТОЧНИКОВ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКИ.
**КАПИТАЛЬНЫЙ РЕМОНТ И
 МОДЕРНИЗАЦИЯ**
 МАШИН ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА.





ОАО "ЗОНТ" (ТОРГОВАЯ МАРКА «АВТОГЕНМАШ»)
 65104, УКРАИНА, Г. ОДЕССА, ПР-Т. МАРШАЛА ЖУКОВА 103.
 Т. + 38 (048) 717-00-50, E-MAIL: OAOZONT@ZONT.COM.UA
 715-69-40, WWW.ZONT.COM.UA
 Ф. +38 (048) 715-69-50 WWW.AUTOGENMASH.COM

Днепрометиз
 Группа предприятий «Северсталь-метиз»

ОАО «Днепрометиз» - крупнейшее предприятие
 Украины в своей отрасли, входит в международную
 группу производителей «Северсталь-метиз»

e-mail: sale@dm.severstalmetiz.com

т/ф: (0562) 34-82-24, 35-83-69, 35-15-97
 Украина, 49081, г. Днепропетровск, пр. им. газеты «Правда», 20

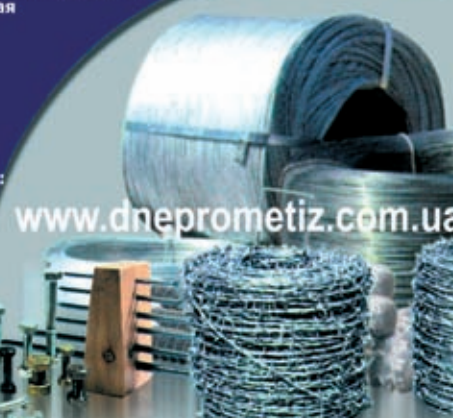
ПРОВОЛОКА:
 сварочная Св-08 (А), Св-08Г2С
 Вр-1 для армирования ЖБК
 общего назначения без покрытия
 термообработанная черная
 оцинкованная
 колючая

СЕТКИ:
 плетеные
 сварные
 рифленые

ЭЛЕКТРОДЫ:
 МР-3
 АНО-4
 АНО-6
 АНО-21
 УОНИ

**ГВОЗДИ
 БОЛТЫ
 ГАЙКИ
 ШАЙБЫ**

www.dneprometiz.com.ua



Каховский завод
 электросварочного оборудования

74800 Украина, г. Каховка. Телефон: +38 (05055) 2-09-82, 2-10-72
market@kzeso.com www.kzeso.com



СИЛА ПРОТИВОПОЛОЖНОСТЕЙ...



КЗЭСО

Специальные Научные Разработки **СНР**
 Научно-производственная фирма

**ДИАГНОСТИКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
 И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА**

**Магнитный
 структуроскоп КРМ-Ц-К2М**

- остаточные напряжения
- конструкционные напряжения
- результаты термообработки
- усталостные изменения
- развитие опасных зон
- оценка ресурса
- предупреждение разрушений



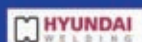
- ✓ без зачистки
- ✓ через защитное покрытие **до 6 мм**
- ✓ без контактной жидкости

Украина, 61121, г. Харьков, ул. Светлая, 10/16; тел./факс +38 (057) 771-65-91, 738-32-06
www.snr-ndt.com | e-mail: mail@snr-ndt.com
 в Москве – ООО "Магнитометрическая диагностика", +7 (499) 502-93-91, mail@mdiag.ru

Разработка, производство, внедрение

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

**Проволоки
порошковые для
сварки и наплавки,
проволоки сплошные,
электроды, флюс,
наплавочные установки**



ООО «НПФ «Элна» является разработчиком и производителем порошковых проволок для сварки и наплавки, а также представителем компаний WELDING ALLOYS GROUP (Англия) и HYUNDAI WELDING Co. Ltd (Южная Корея) в Украине

ООО «НАУЧНО-ПРОИЗВОДСТВЕННАЯ ФИРМА «Элна»
ул. Антоновича, 69, г. Киев, 03150, Украина
тел. (044) 200-80-25, 200-85-17, факс (044) 200-85-17
e-mail: mfo@elna.com.ua www.elna.com.ua





STEIN-MEGAFIL®

МЫ НЕ ИЗОБРЕЛИ КОЛЕСО,
НО МЫ ИЗОБРЕЛИ
ПРОВОЛОКУ.

STEIN-MEGAFIL® - для решения Ваших задач в области сварки. Эта полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами создана для удовлетворения Ваших требований к сварке. Она отличается высокой конструктивной размерной стабильностью, не скручивается, не деформируется, благодаря чему идеально подходит для прецизионной сварки. Проволока влагостойка и, следовательно, не требует повторной сушки. Кроме того, она обладает прекрасной электропроводностью и обеспечивает стабильность горения дуги и формирования жидкой ванны.

Drahtzug Stein
67317 Altleiningen (Germany)

 **Официальный представитель в Украине**
АРКСЭЛ
83017, г. Донецк, пер. Вятский, 2а

Tel: +49(0)6356 966-0 info@drahtzug.com
Fax: +49(0)6356 966-114 www.drahtzug.com

тел.: (062) 332-2650(52) info@arcsef.dn.ua
тел./факс: 382-9449, 332-2651 www.arcsef.dn.ua

DRAHTZUG STEIN
wire & welding