



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

**УЧРЕДИТЕЛИ:**

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

**ИЗДАТЕЛЬ:**

Международная ассоциация  
«Сварка»

**Адрес редакции:**

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

Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАНУ

Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623

Факс: (38044) 528 3484, 529 2623

E-mail: journal@paton.kiev.ua

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

**Редакторы:**

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

Свидетельство о государственной  
регистрации КВ 4788  
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных  
материалов редакция журнала  
ответственности не несет  
Цена договорная

**СОДЕРЖАНИЕ**

Новости ..... 3

**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

*Скульский В. Ю., Царюк А. К., Моравецкий С. И.* Оценка склонности сварных соединений теплоустойчивой хромистой мартенситной стали к образованию трещин при термической обработке ..... 5

*Махненко О. В., Мужиченко А. Ф., Зайффарт П.* Применение математического моделирования при термической правке судостроительных панелей ..... 10

*Устинов А. И., Фальченко Ю. В., Ищенко А. Я., Харченко Г. К., Мельниченко Т. В., Муравейник А. Н.* Получение неразъемных соединений сплавов на основе  $\gamma$ -TiAl с использованием нанослойной прослойки Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме ..... 17

*Найдич Ю. В., Сидоренко Т. В., Дуров А. В.* Пайка сегнетоэлектрической керамики в воздушной среде и чистом кислороде ..... 22

*Письменный А. С., Пентегов И. В., Стемковский Е. П., Шейковский Д. А., Кислицын В. М., Лавренко А. В.* Уточненный метод расчета режимов магнитно-импульсной сварки ..... 25

*Чигарев В. В., Щетинина В. И., Щетинин С. В., Степнов К. К., Заварика Н. Г., Федун В. И.* Повышение трещиностойкости бандажированных опорных валков при высокоскоростной наплавке ..... 29

**ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ**

*Лобанов Л. М., Тимошенко А. Н., Гончаров П. В.* Дуговая точечная сварка нахлесточных соединений в вертикальном положении ..... 34

*Кныш В. В., Кузьменко А. З., Соловей С. А.* Повышение циклической долговечности сварных тавровых соединений с поверхностными трещинами ..... 38

*Ищенко А. Я., Хохлова Ю. А.* Оценка механических свойств микроструктурных объектов сварных соединений ..... 44

*Литвинов А. П.* Направления развития комбинированных и гибридных технологий сварки и наплавки ..... 48

**КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ**

*Харламов М. Ю., Кривцун И. В., Коржик В. Н., Петров С. В., Демьянов А. И.* Уточненная математическая модель электрической дуги в плазмотроне с внешней токоведущей проволокой ..... 53

*Кусков Ю. М., Рябцев И. А., Демченко Ю. В., Денисенко А. М., Джавелидзе З. З., Кбилцецклавшили Х. Н., Хуцишвили А. А.* Наплавочный участок ремонта деталей гидроэнергетического оборудования в АО «Сакэнергоремonti» ..... 57

Изобретения стран мира ..... 59

По зарубежным журналам ..... 61

Новые книги ..... 62

**ХРОНИКА**

Семинар-форум ПИИ ООО «Бинцель Украина» ..... 63

Отраслевое совещание-конференция специалистов «ГАЗПРОМА» ..... 64

Рябцеву И. А. — 70 ..... 66

Календарь конференций и выставок в 2009 г. (сварка и родственные технологии) ..... 67

ИНФОРМАЦИЯ ..... 69

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief  
**B. E. PATON**

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

THE INTERNATIONAL  
EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

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

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushtina  
*Electron galley:*  
I. S. Batasheva, A. I. Sulima,  
I. R. Naumova,  
I. V. Petushkov

State Registration Certificate  
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

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

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

CONTENTS

NEWS ..... 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

*Skulsky V. Yu., Tsaryuk A. K., Moravetsky S. I.* Assessment of susceptibility of welded joints of heat-resistant chromium martensite steel to crack formation during heat treatment ..... 5  
*Makhnenko O. V., Muzhichenko A. F., Seyffarth P.* Application of mathematical modeling in thermal straightening of ship-building panels ..... 10  
*Ustinov A. I., Falchenko Yu. V., Ishchenko A. Ya., Kharchenko G. K., Melnichenko T. V., Muravejnik A. N.* Producing of permanent joints of alloys on  $\gamma$ -TiAl base using multilayer nanostructured foil Ti/Al applying the method of diffusion welding in vacuum ..... 17  
*Najdich Yu. V., Sidorenko T. V., Durov A. V.* Brazing of ferroelectric ceramics in air and pure oxygen ..... 22  
*Pismennyi A. S., Pentegov I. V., Stenkovsky E. P., Sheikovskiy D. A., Kislytsyn V. M., Lavrenyuk A. V.* Improved method of calculation of magnetic-pulsed welding conditions ..... 25  
*Chigarev V. V., Shchetinina V. I., Shchetinin S. V., Stepanov K. K., Zavarika N. G., Fedun V. I.* Improvement of crack-resistance of banded support rolls in high-speed deposition ..... 29

INDUSTRIAL

*Lobanov L. M., Timoshenko A. N., Goncharov P. V.* Arc spot welding of overlap joints in vertical position ..... 34  
*Knysh V. V., Kuzmenko A. Z., Solovey S. A.* Improvement of cyclic life of welded T-joints with surface cracks ..... 38  
*Ishchenko A. Ya., Khokhlava Yu. A.* Assessment of mechanical properties of microstructural objects of welded joints ..... 44  
*Litvinov A. P.* Trends in development of combined and hybrid technologies of welding and surfacing ..... 48

BRIEF INFORMATION

*Kharlamov M. Yu., Krivtsun I. V., Korzhik V. N., Petrov S. V., Demianov A. I.* About improvement of mathematical model of electric arc in plasmatron with outer current-carrying wire ..... 53  
*Kuskov Yu. M., Ryabtsev I. A., Demchenko Yu. V., Denisenko A. M., Dzhavelidze Z. Z., Kbiltsetsklashvili Kh. N., Khutsishvili A. A.* Hard-facing area of repair of parts of hydraulic power engineering equipment in JSC «Sakenergomont» ..... 57  
Inventions of all over the world ..... 59  
Review of foreign journals ..... 61  
New books ..... 62

NEWS

Seminar-forum of «Binzel Ukraina» Ltd. .... 63  
Branch meeting-conference of «Gazprom» specialists ..... 64  
Ryabtsev I. A. is 70 ..... 66  
Calendar of conferences and exhibitions in 2009 (welding and related technologies) ..... 67

INFORMATION ..... 69

## НКМЗ ОПРЕДЕЛИЛ РАЗМЕР ИНВЕСТИЦИЙ В ТЕХНИЧЕСКОЕ ПЕРЕООРУЖЕНИЕ ПРЕДПРИЯТИЯ НА 2009 год

В 2008 г. на Новокраматорском машиностроительном заводе (г. Краматорск Донецкой обл.) инвестировано в техническое перевооружение 120 млн дол. США. Главным объектом финансирования в 2008 г. стало строительство комплекса сталеплавильной печи емкостью 50 т. В реализацию этого проекта вложено 200 млн грн., построено 16 км газопровода высокого давления, автоматизированная газораспределительная станция, линии электропередачи напряжением 110 кВт, система оборотного водоснабжения, две кислородные установки, современная система газоочистки.

До конца года в цехах НКМЗ будет установлено 29 станков с ЧПУ и обрабатывающих центров, различное вспомогательное оборудование стоимостью 50 млн грн.

В программу развития предприятия в 2009 г. входит создание кузнечно-прессового цеха № 3 с автоматизированным ковочным комплексом усилием 5000 т. Важной вехой станет реконструкция ФЛЦ-1, в которую завод вкладывает более 40 млн грн. Кроме уже имеющейся, будут приобретены еще две установки так называемого альфа-сет-процесса. В результате реконструкции коренным образом изменятся техпроцессы, литейщики полностью перейдут на фурановые смеси, которые обеспечивают совершенно новое качество литья.

Расширяется производство металлоконструкций и для этого будет создан новый цех площадью 18000 кв.м.

Уже подписаны контракты на приобретение 40 станков с ЧПУ и обрабатывающих центров. На следующий год запланировано строительство во-

сьми термических и шести нагревательных печей нового типа, которые позволят в два раза снизить расход газа, дадут высокое качество и точность нагрева, за счет автоматизации процесса обеспечат схему обслуживания практически без участия человека.

Затраты на техническое перевооружение в 2009 г. на НКМЗ планируются в размере до 600 млн грн.

## ДУГОВОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ «ФРОНИУС» ПРИМЕНЯЕТСЯ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ МОРСКИХ БУРОВЫХ УСТАНОВОК

Сегодня производители мощных подъемных кранов и другого тяжелого оборудования востребованы энергетическим производством.

Для того чтобы получить прибыль в этой области, необходима надежная сварочная система. Сварка является ключевой технологией, если возникает вопрос изготовления конструктивных элементов, таких, как буровые установки



Компания «Liebherr» из Сазерленда, Великобритания, предпочла современный импульсно-дуговой способ сварки с использованием цифровой системы TransPlus Synergic 5000

для морских платформ. При производстве морских кранов необходимо обеспечить максимально высокое качество соединений, исходя из критериев безопасности: сварные соединения должны обладать высокой прочностью в крайне суровых морских условиях и высоких динамических напряжениях.

Высокая производительность процесса сварки и возможность применения сварочных систем значительно влияет на промышленные результаты. Этим условиям наиболее полно отвечают дуговые импульсные способы. Поэтому, например, сварочные эксперты из «Liebherr's UK» в Сазерленде (Англия) приняли реше-



Ведущая роль швов: стрелы кранов, которые выдерживают экстремально высокие нагрузки на судовой поверхности, и морские буровые установки изготавливаются посредством соединения труб и профилей

ние перевести или точнее модернизировать свое сварочное оборудование в цифровое. После двух лет удачного практического опыта они более чем удовлетворены системами от австрийского производителя компании «Fronius».

Опоры крана и стрелы должны выдерживать экстремальные нагрузки в тяжелых морских условиях. Трубы и профили, надежно соединенные вместе, способны гарантировать структурную стабильность и гибкость конструкций. Наиболее используемым конструкционным материалом служит высокопрочная специальная сталь STE 6PO QL. Толщина листов различных элементов находится в диапазоне от 15 до 120 мм. При этом необходимо выполнить сотни соединений и иногда выполнить до 200 слоев в многослойных швах.

Импульсно-дуговая сварка является идеальной для высокоточных сварочных работ, таких, как соединение элементов труб. Ее основным преимуществом над традиционными МАГ процессами является более глубокое проплавление и значительно более высокое качество шва. При этом также меньше разбрызгивание, что снижает стоимость повторной обработки. Цифровая проверка и контроль дуги или «импульса» является основным требованием для всех машин. Компания «Liebherr» дополнила свой комплект оборудования еще 15 устройствами от компании «Fronius».

## ПРОНИКНОВЕНИЕ В БУДУЩЕЕ МЕТАЛЛООБРАБОТКИ

Портальные машины газоплазменного раскроя металла производства чешской фирмы «Pierce Control Automation» отличаются высокой надеж-



ностью и точностью выполняемых задач.

Опыт производства данных машин насчитывает более 20 лет. Фирма была основана в Австралии и ее продукция экспортировалась более чем в 30 стран мира. С 1992 г. производство перенесено в Чешскую Республику, что позволило значительно сократить себестоимость продукции при высоком качестве исполнения.

В настоящее время выпускается четыре вида портальных машин:

- «Scorpion» — машина газоплазменного раскроя металла толщиной 1,0...200 мм;
- «Rur» — высокоточная машина, профессионального класса, более совершенный вариант модели «Scorpion»;
- «Maxi» — газорезущая машина с шестью кислородными резаками и шириной раскроя от 4 м;
- «SpeedFire» — высокоточная скоростная установка плазменного раскроя (аналог лазерной резки).

Все машины оборудованы ЧПУ «Burny 10 plus» производства США с сенсорным ЖК дисплеем, программным обеспечением «CAD/CAM» (ИНТЕХ-РАСКРОЙ).

## МАШИНА ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ МЕТАЛЛА

Завод оборудования наукоемких технологий ОАО «ЗОНТ» (г. Одесса) — известный разработчик и производитель машин для термической резки металлов. Одной из последних его разработок является машина «АСШ-70». Она предназначена для фигурной вырезки деталей тремя резаками из низкоуглеродистой стали толщиной от 5 до 150 мм с автоматическим копированием по стальному шаблону толщиной 6...8 мм. Диапазон скоростей машины позволяет использовать ее и для плазменной резки металлических листов толщиной от 3 до 50 мм.



Машина может успешно использоваться для вырезки готовых деталей типа фланцев, косынок, планок и т. д.

<b>Технические характеристики</b>	
Рабочая зона, мм	1500 x 800
Диапазон разрезаемых толщин при резке одним резаком, мм	5...150
Количество одновременно работающих резаков	1(3)
Скорость перемещения резака, мм	100...2000
Максимальный расход газов, м <sup>3</sup> /ч	
- природного газа	3,5
- кислорода	38
- пропана	1,3
Давление газов перед машиной, атм	
- горючего газа	0,3
- кислорода	10
Габариты машины (при вытянутых рамах), мм	1810x1500x1750
Масса (без стола), кг	390



# ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТЕПЛОУСТОЙЧИВОЙ ХРОМИСТОЙ МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ К ОБРАЗОВАНИЮ ТРЕЩИН ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

**В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК**, кандидаты техн. наук, **С. И. МОРАВЕЦКИЙ**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены закономерности образования трещин в сварных соединениях при выполнении отпуска для снятия напряжений. Установлено, что сварные соединения стали 10Х9МФБ с однородной мартенситной структурой не проявляют склонности к образованию отпускных трещин. В металле швов образование трещин возможно при появлении в мартенситной структуре  $\delta$ -феррита. Трещины образуются при отпуске в интервале  $\sim 450 \dots 550$  °С в результате сконцентрированной деформации в зоне мягких ферритных прослоек при развитии вторичного твердения мартенситной матрицы. Возможной причиной твердения является выделение хромистого карбида  $M_7C_3$ .

*Ключевые слова:* дуговая сварка, мартенситная сталь, сварные соединения, термическая обработка, дисперсионное твердение, мягкие прослойки, отпускные трещины

Изготовление сварных конструкций из закаливающих теплоустойчивых и жаропрочных сталей связано с необходимостью выполнения термической обработки сварных соединений с целью отпуска структур закалки и снижения уровня остаточных напряжений. В некоторых случаях в процессе нагрева или выдержки в определенных интервалах температур в сварных соединениях возможно образование отпускных трещин. Риск трещинообразования возрастает при обработке жестких соединений, а также при наличии в них конструктивных концентраторов напряжений, непроваров, подрезов и внутренних протяженных дефектов в швах.

Отпускные трещины (или трещины повторно нагрева) представляют собой дефекты, образующиеся в результате неоднородной пластической деформации в условиях высокотемпературной релаксации внутренних напряжений [1]. Неоднородный характер релаксационной ползучести металла при отпуске может быть связан с химической микрон неоднородностью (что характерно для металла швов) и развитием при определенных температурах дисперсионного твердения тел зерен в результате выделения микродисперсных фаз — карбидов, интерметаллидов. Упрочнение зерен, вызванное вторичным твердением, является фактором «относительного разупрочнения» зернограничных областей. В результате деформация при снятии внутренних напряжений концентрируется в зоне границ зерен. Быстрое повышение плотности дефектов кристаллического строения при локальной деформации, а также формирование межатомных разрывов под влиянием

сегрегаций охрупчивающих примесей приводят к зарождению микрповреждений в виде первичных пор [2–4] и развитию трещин. Отличительной особенностью отпускных трещин является их межзеренный характер.

Склонностью к твердению, а следовательно, к образованию трещин при отпуске обладают стали, содержащие сильные карбидообразующие элементы (титан, ванадий, ниобий) и элементы, упорчняющие твердый раствор (молибден, хром, которые также относят к карбидообразователям) [1, 5–9]. В зависимости от системы легирования упрочнение могут создавать в конструкционных и теплоустойчивых сталях карбиды  $Cr_7C_3$ ,  $Mo_2C$ ,  $V_3C_4$ , в аустенитных сталях — карбиды NbC, TiC, в сплавах на никелевой основе — интерметаллиды типа  $Ni_3(Al, Ti)$  [1, 3, 7, 10, 11]. Снижение высокотемпературной пластичности в зоне границ и образование трещин вызывают примеси фосфора, мышьяка, сурьмы, олова, серы [1, 5, 12–16]. Согласно данным работы [17] охрупчивающее действие примесей, таких, как фосфор и сера, обусловлено ослаблением связей между атомами металла в результате образования электронных связей на уровнях  $s$ -орбиталей атомов металла и  $p$ -орбиталей атомов примеси. Такие элементы, как кремний, марганец, углерод, алюминий, медь [3, 5, 18], также повышают склонность к отпускным трещинам. Однако они оказывают опосредственное влияние на охрупчивание, например, усиливая зернограничную сегрегацию фосфора (кремний, углерод, марганец) [5], либо оттесняя углерод от зоны их скопления с образованием мягких микроструктурных составляющих (кремний, алюминий).

В сварных соединениях более склонным к образованию трещин является металл околошовных участков, которые в результате нагрева до подсолидусных температур приобретают грубозер-

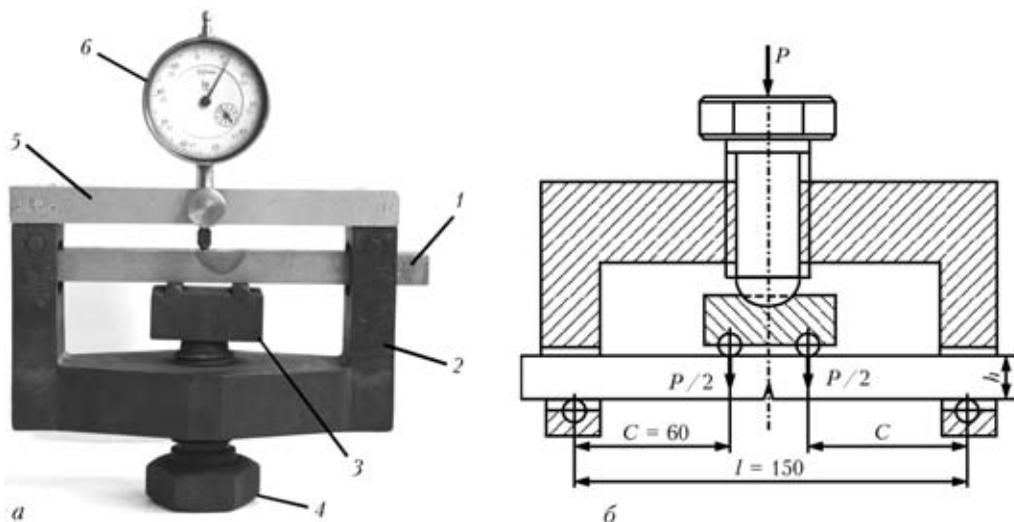


Рис. 1. Внешний вид (а: 1 — образец; 2 — сварная станина; 3 — опора; 4 — нагружающий винт; 5 — съемная пластина для крепления индикатора; 6 — индикатор) и схема (б) приспособления для нагружения образцов

нистую структуру и высокую степень закалки вследствие более полного растворения карбидных выделений и насыщения  $\gamma$ -твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами. В швах трещины могут образовываться преимущественно в микроучастках, в которых обогащенные ликвирующими примесями кристаллизационные границы совпадают со вторичными границами — границами аустенитных зерен.

Имеется достаточно большое количество публикаций, посвященных изучению проблемы отпускной хрупкости низколегированных перлитных и бейнитных теплоустойчивых сталей с содержанием хрома до 2...5% [2, 4–6]. В связи с появлением новых мартенситных сложнолегированных сталей с повышенным содержанием хрома возникают задачи исследования свойств их сварных соединений, включая чувствительность к образованию отпускных трещин. Возможная predisposedность таких сталей к развитию процессов, обычно сопровождающих появление трещин, связана с наличием в их составе карбидообразующих элементов, а также с мартенситом, неоднородный распад которого при отпуске (быстро развивается у границ зерен [19]) может сопровождаться неоднородным распределением деформаций и повышением плотности дефектов на границах зерен.

Цель настоящей работы заключалась в оценке склонности сварных соединений мартенситной стали с 9% Cr к образованию отпускных трещин.

Релаксационные испытания проводили по методике ЦКТИ им. И. И. Ползунова [20], основанной на выполнении термической обработки образцов сварных соединений, нагруженных в приспособлении из жаропрочного никелевого сплава до определенного уровня напряжений путем четырехточечного изгиба (рис. 1). Прогиб  $f$  в зоне

однородного изгибающего момента (между точками контакта опоры) контролировали съемным индикатором. Для расчета напряжений  $\sigma$  в растянутой зоне на поверхности образцов прямоугольного сечения использовали следующие соотношения:

$$\sigma = M/W, \quad f = \frac{M}{24EJ} (3l^2 - 4c^2),$$

где  $M = (P/2)c$  — изгибающий момент, Н·м;  $W = bh^2/6$  — осевой момент сопротивления сечения образца,  $m^3$ ;  $b, h$  — ширина и высота сечения;  $J = bh^3/12$  — осевой момент инерции сечения образца,  $m^4$ ;  $E$  — модуль упругости, для стали 10Х9МФБ равный  $218 \cdot 10^3$  МПа.

Закрепленные в приспособлении образцы помещали в холодную печь, нагревали до требуемой температуры и выдерживали в течение заданного времени, затем охлаждали на воздухе. После термической обработки проводили визуальный и металлографический контроль сварных соединений с целью обнаружения в них дефектов. Образцы для испытаний вырезали поперек шва, полученного при заполнении канавки в пластине из стали 10Х9МФБ с помощью автоматической сварки под флюсом. В зоне сплавления в образцах выполняли V-образный концентратор напряжений. Для сварки использовали опытные флюс и порошковую проволоку, обеспечивающую следующий состав наплавленного металла, мас. %: 0,098 C; 0,72 Mn; 0,13 Si; 1,0 Mo; 0,52 Ni; 0,27 V; 0,053 Nb; 0,048 N; 0,01 Al; 0,014 S; 0,015 P, аналогичный свариваемой стали. Сварку выполняли на режимах с погонной энергией 16 и 23 кДж/см.

Металлографические исследования показали, что в состоянии после сварки металл швов и околошовной зоны имел преимущественно закаленную мартенситную структуру. Однако при сварке

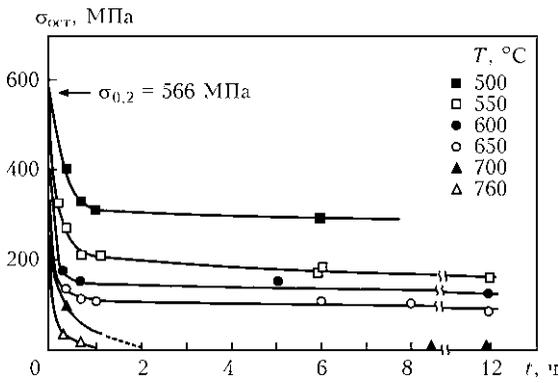


Рис. 2. Характер изменения напряжений в процессе отпуска предварительно нагруженных образцов

на повышенных токах (с повышенной погонной энергией) перегрев расплава сварочной ванны и замедление скорости кристаллизации приводит к формированию более грубой кристаллической структуры, в которой в результате развития химической неоднородности отмечено появление небольшой доли δ-феррита.

Как следует из результатов испытаний (рис. 2), релаксационная ползучесть весьма интенсивно развивается в первые 40...50 мин отпуска, что видно по скорости снижения напряжений в нагруженных образцах. Уровень остаточных напряжений, определяемый скоростью разупрочнения металла и его податливостью деформированию, снижается с повышением температуры. Полное снятие напряжений в течение коротких выдержек (от 2 до 1 ч) достигается при температуре свыше 600 °С. Установлено, что в этих условиях металл с чисто мартенситной структурой отличается высокой стойкостью против образования трещин. В основном металле на участке перегрева в районе концентратора напряжений трещин не выявлено. Вместе с тем в металле швов, содержащем δ-феррит, отмечено образование трещин при отпуске при температурах 500...550 °С (рис. 3, а). При температурах выше 550 °С трещины не образовывались.

Параллельно с релаксационными испытаниями проводили термообработку образцов сварных соединений в свободном (ненагруженном) состоянии с последующим измерением твердости в металле швов. Установлено, что в интервале температур ~400...550 °С (рис. 3, б) в металле типа 10Х9МФБ имеет место развитие вторичного твердения. С учетом данных работы [21] следует полагать, что фактором, вызывающим твердение в металле швов данного типа в указанном интервале температур, является образование легированного карбида  $M_7C_3$  (вида  $(Fe, Cr)_7C_3$ ). Этот карбид в высокохромистых сталях может образовываться как в результате замещения цементита ( $Fe_3C \rightarrow (Fe, Cr)_7C_3$ ), так и независимо от цементита в виде дополнительного карбида.

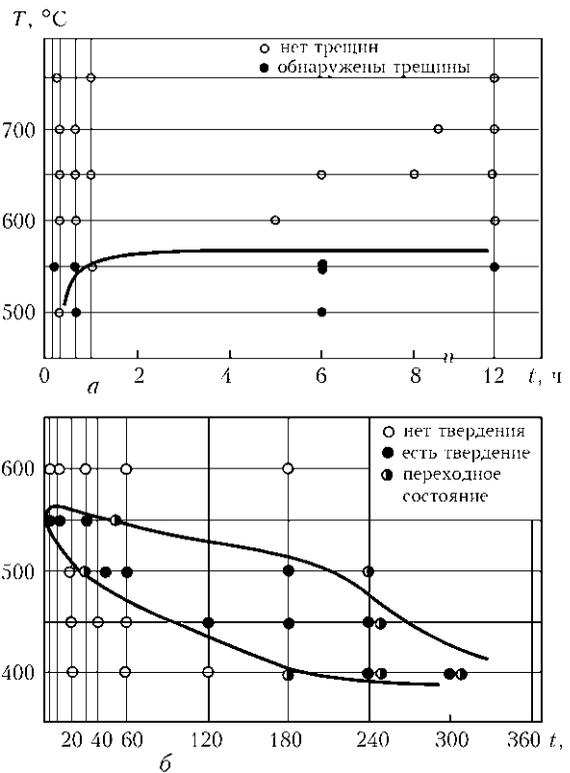


Рис. 3. Области образования трещин (а) и развития вторичного твердения (б) в мартенситном металле швов

Рассмотренное образование трещин в швах является следствием концентрации деформации в зоне мягких прослоек δ-феррита, расположенных в более жестком (недостаточно отпущенном) мартенситном металле, дополнительно упрочненном выделениями хромистого карбида. Сам δ-феррит отличается высокой пластичностью и трещины в нем не образуются. Однако пластическое течение металла в области δ-феррита ведет к возрастанию плотности дислокаций на границе с более прочным мартенситом. В результате трещины развиваются на участке перехода δ-феррит-мартенсит, либо вдоль тонких кристаллизационных прослоек, которые являются продолжением более крупных участков δ-феррита (рис. 4). Межфазные границы являются продолжением вторичных границ аустенитных зерен, что можно было выявить по их декорированию плотными выделениями карбидов при отпуске. Следовательно, разрушение в швах, так же, как и в металле ЗТВ, развивается по границам зерен.

К возможным металлургическим факторам, вызывающим снижение прочности и пластичности межфазных границ, можно отнести неоднородное распределение химических элементов. Так, например, в зоне образования трещин на участке перехода от δ-феррита к мартенситу с помощью микрорентгеноспектрального анализа зафиксировано повышение концентрации марганца (~1,04...1,06 % у межфазной границы, 0,6...0,8 % в зоне δ-феррита, ~0,8 % в мартенсите). В δ-феррите

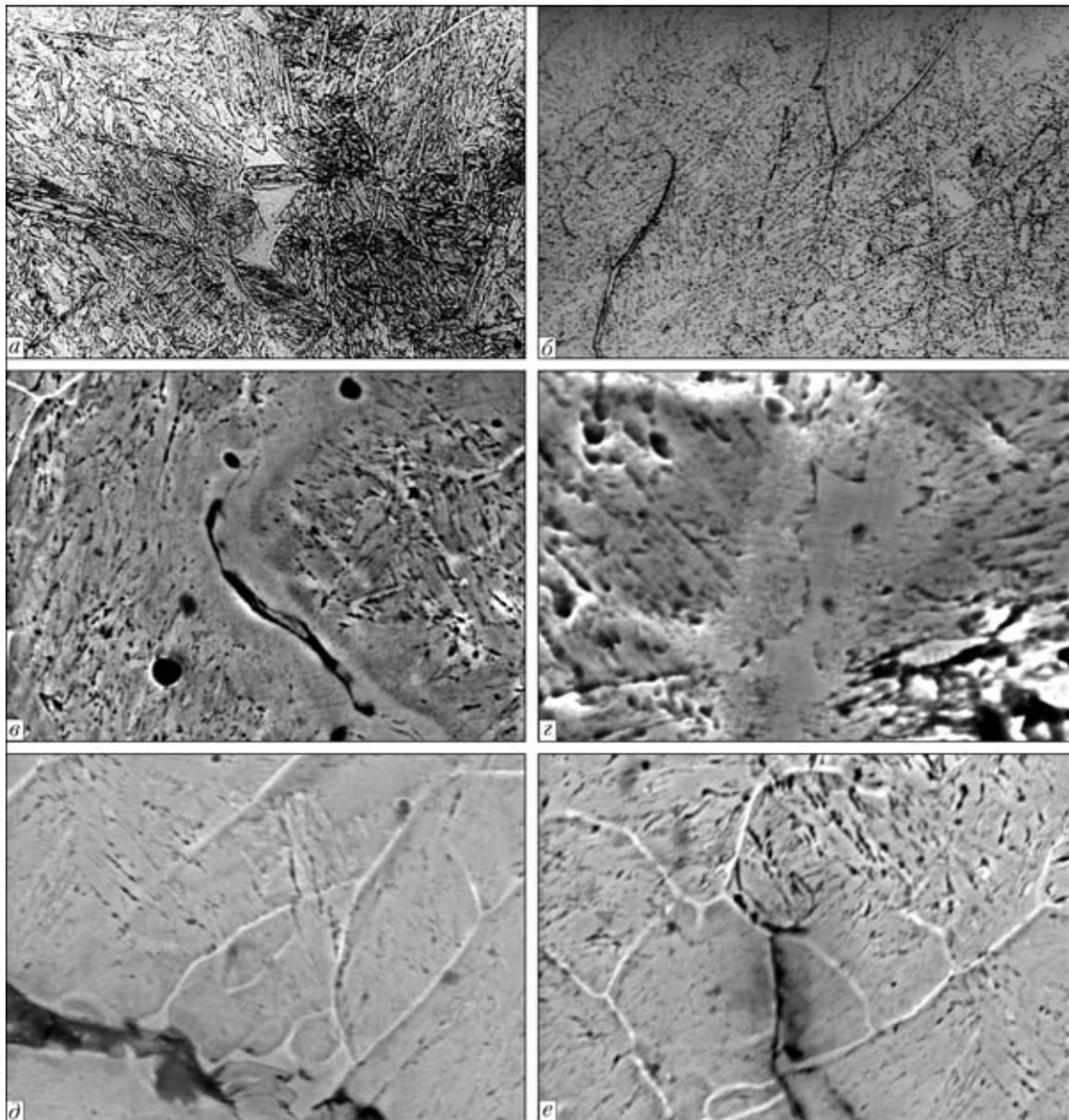


Рис. 4. Микроструктура мартенситных швов с  $\delta$ -ферритом (*a, б*) и вид трещин в швах, образовавшихся при релаксационных испытаниях (*в-е*): *a, б* —  $\times 500$ ; *в, д* —  $\times 2020$ ; *з* —  $\times 4780$ ; *е* —  $\times 1690$

обычно содержится больше ферритизаторов (например, 1,23 % Mo; 10,15 % Cr), чем в рядом расположенном мартенсите (0,7 % Mo; 9,48 % Cr). Кроме того, образование  $\delta$ -феррита связано с обеднением этой фазы углеродом, который скапливается на межфазных границах [22] и в прилежащих микроучастках матрицы. О повышенной концентрации углерода рядом с  $\delta$ -ферритом свидетельствует более плотное расположение карбидов после отпуска, что отмечалось при металлографическом изучении структуры швов данного типа. Образование карбидов на межфазных границах и возможное усиление сегрегации вредных примесей (прежде всего фосфора [5]) под влиянием локальных повышенных концентраций легирующих элементов могут быть причиной охрупчивания границ. При разрушении карбиды яв-

ляются центрами скопления дислокаций и зарождения микротрещин [2]. Однако в целом механизм охрупчивания изучаемого металла с многокомпонентной системой легирования (Fe–9Cr–Mo–V–Nb–Ni–N с учетом содержания марганца, кремния, алюминия, серы и фосфора) весьма сложен и требует специального изучения. В данном случае главным структурным фактором, вызвавшим появление трещин в швах, можно считать  $\delta$ -феррит.

Таким образом, установлено, что в мартенситном металле типа 10Х9МФБ в интервале температур  $\sim 450 \dots 550$  °С развивается дисперсионное твердение, вероятной причиной которого является выделение карбида  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ . В процессе отпуска сварные соединения с мартенситной структурой склонности к образованию трещин не проявляют. Однако, как показано на примере швов, образо-



вание трещин возможно при наличии в жестком мартенсите прослоек мягкого  $\delta$ -феррита. В этом случае трещины образуются при выдержке закаленных сварных соединений в температурном интервале дисперсионного твердения. Условием высокой стойкости сварных соединений стали 10X9MФБ против образования трещин при отпуске является обеспечение их однородной мартенситной структуры.

1. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — М.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
2. Nawrocki G. J. Stress-relief cracking of a ferritic alloy steel. — 10 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-2001-01).
3. Boniszewski T., Eaton N. F. Electron fractography of weld-reheat cracking in CrMoV steel // Metal Sci. J. — 1969. — № 3. — P. 103–110.
4. The effects of vanadium on carbide precipitation in 11/4...3 % Cr–Mo steel weld metals / A. Gotoh, T. Nakagawa, H. Hatano, T. Wada. — 14 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-708/99).
5. Lundin C. D., Khan K. K. Fundamental studies of the metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 11/4 Cr–1/2 Mo и 21/4 Cr–1 Mo steels // WRC Bulletin. — 1996. — № 409. — P. 117.
6. Tamaki K., Suzuki J., Nakaseko Y. Effect of molybdenum carbide on reheat cracking sensitivity of Cr–Mo steels. — 17 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1159–80).
7. Tamaki K., Suzuki J., Tajiri M. Effect of vanadium and titanium on reheat cracking sensitivity // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1984. — **154**. — P. 17–24.
8. Tamaki K., Suzuki J. Effect of chromium and molybdenum on reheat cracking sensitivity of steels // Ibid. — 1983. — **14**, № 2. — P. 123–127.
9. Tamaki K., Suzuki J. Reheat cracking test on high strength steels by a modified implant test // Ibid. — 1983. — **14**, № 2. — P. 117–122.

10. Effect of carbides on reheat cracking sensitivity (study on reheat cracking of Cr–Mo steels, report 3) / K. Tamaki, J. Suzuki, Y. Nakaseko, M. Tajiri // Ibid. — 1984. — **15**, № 1. — P. 8–16.
11. Tamaki K., Suzuki J., Li M.-L. Influence of vanadium carbide on reheat cracking of Cr–Mo steels — study on reheat cracking of Cr–Mo steels (report 10) // Ibid. — 1993. — **24**, № 2. — P. 87–93
12. The stress-relief cracking susceptibility of a new ferritic steel. — Pt 1: Single-pass heat affected zone simulation / J. G. Nawrocki, J. N. Dupont, C. V. Robino, A. R. Marder // Welding J. — 2000. — **79**, № 12. — P. 355–362.
13. Tamaki K., Suzuki J., Tate H. Combined influence of sulfur and manganese on reheat cracking of Cr–Mo steels // Trans. Jap. Weld. Soc. — 1988. — **19**, № 1. — P. 46–52.
14. Tamaki K., Suzuki J. Combined influence of phosphorus, chromium and molybdenum on reheat cracking of steels // Ibid. — 1985. — **16**, № 2. — P. 117–124.
15. Фрумин И. И. Наплавка в атомном машиностроении // Автомат. сварка. — 1975. — № 10. — С. 66–73.
16. Influence of phosphorus on the ductility of 2,25Cr1Mo steel / A.-M. Guo, Y.-H. Wang, D.-D. Shen et al. // Mat. Sci. and Tech. — 2003. — **19**. — P. 1553–1556.
17. Утевский Л. М., Гликман Е., Э., Карк Г. С. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа. — М.: Металлургия, 1987. — 222 с.
18. Ито У., Nakanishi M. Study on stress relief cracking in welded low alloy steels (Report 2) // J. Jap. Weld. Soc. — 1972. — **41**, № 1. — P. 59–64 [in Japanese].
19. Саррак В. И., Энтин Р. И. Необратимая хрупкость при отпуске // Металловед. и термообработка металлов. — 1960. — № 10. — С. 14–19.
20. Демянцевич С. В., Земзин В. Н. Методика оценки склонности сварных соединений к образованию трещин при термической обработке // Труды ЦКТИ. — 1979. — Вып. 169. — С. 22–27.
21. Ланская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
22. Скульский В. Ю. Влияние легирования присадочного материала и свариваемой стали на структуру в зоне сплавления // Автомат. сварка. — 2006. — № 1. — С. 10–16.

The mechanisms of cracking of welded joints in tempering used to relieve stresses are considered. It has been found that welded joints on steel 10Kh9MFB with a homogeneous martensitic structure are insensitive to temper cracking. Formation of  $\gamma$ -ferrite in the martensitic structure may lead to cracking of the weld metal. The cracks are formed in tempering in a range of about 450...550 °C as a result of concentrated deformation within the zone of soft ferrite interlayers in development of secondary hardening of the martensitic matrix. A probable cause of hardening is precipitation of chromium carbide  $M_7C_3$ .

Поступила в редакцию 17.09.2008



## ПРИМЕНЕНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ПРАВКЕ СУДОСТРОИТЕЛЬНЫХ ПАНЕЛЕЙ

**О. В. МАХНЕНКО**, канд. техн. наук, **А. Ф. МУЖИЧЕНКО**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**П. ЗАЙФФАРТ**, проф., д-р техн. наук (IMG GmbH, Германия)

Описан пример применения математического моделирования при изучении эффективности процесса термической правки судостроительных панелей на основе комбинированного использования общего метода термопластичности и приближенного метода функции усадки. Показано, что предложенный подход особенно эффективен для прогнозирования общих деформаций крупногабаритных пространственных конструкций при большом количестве в них сварных швов или локальных нагревов при правке. Проведен анализ экспериментальных данных по термической правке судостроительных панелей с деформациями бухтиноватости и выявлен целый ряд объективных факторов, ограничивающих эффективность этой технологической операции, особенно при больших толщинах листа обшивки.

*Ключевые слова:* сварные тонколистовые конструкции, судостроительные панели, сварочные деформации, термическая правка, математическое моделирование, метод термопластичности, метод функции усадки

При моделировании процессов сварки или тепловой правки крупногабаритных конструкций с помощью методов конечных элементов и термопластичности возникают проблемы получения решения с необходимой точностью. Во-первых, крупногабаритная конструкция требует разбивки на значительно большее количество элементов по сравнению с отдельным узлом, что вызывает необходимость в значительных компьютерных ресурсах и времени на расчет. Во-вторых, проблема еще более усложняется, когда необходимо промоделировать большое количество сварных швов или локальных нагревов при тепловой правке. В этом случае получение решения становится практически невозможным.

Для определения общих деформаций крупногабаритных конструкций можно использовать приближенный метод функции усадки, который работает в рамках теории упругости, так как общие деформации или перемещения точек сварной конструкции являются интегральной характеристикой и несущественно зависят от характера распределения функции усадки (особенно на некотором расстоянии от ее приложения). Основываясь на этой теме можно считать работу Е. О. Патона [1], в которой проведено комплексное исследование сварочных остаточных напряжений в цилиндрических сосудах, возникающих от кольцевых и продольных швов, а также при приварке днища, сварке патрубков и т. д. Эта работа и сегодня не потеряла своего научного и

практического интереса. Предложенная в ней идея расчетной оценки остаточных сварочных напряжений методами теории упругости по заданному значению усадочных продольных деформаций, определяемых экспериментально из простых опытов, нашла применение в целом ряде работ [2–8]. Обобщенное представление методов функции усадки выполнено в работе [2].

Проведен ряд экспериментов по изучению эффективности термической правки судостроительных панелей с деформациями бухтиноватости на образцах ограниченного размера (1300×1300 мм), подготовленных с учетом конструктивных особенностей, технологии и материала, аналогичных реальной судостроительной панели (рис. 1). Образец панели состоял из листа обшивки толщиной 6 мм с приваренным продольным и поперечным набором таким образом, что между набором образовывались две зоны бухтиноватости размером 600×1200 мм. Значение бухтиноватости в большинстве случаев имело знак минус (прогиб) и не превышало 3...7 мм.

Термическую правку выполняли путем нагрева как круглых пятен, так и полос длиной 150 мм



Рис. 1. Образец судостроительной панели



с помощью плазменного источника нагрева косвенного действия (эффективная мощность  $Q_{эф} = 1100$  Вт, коэффициент сосредоточенности  $K = 0,004$  1/мм<sup>2</sup>), газопламенного ацетиленового источника ( $Q_{эф} = 2500$  Вт,  $K = 0,005$  1/мм<sup>2</sup>) и с помощью лазерного источника расфокусированным лучом ( $Q_{эф} = 2800$  Вт, равномерное распределение мощности в круглом пятне диаметром  $D_n = 24$  мм).

Результаты экспериментов на образцах показали очень низкую эффективность термической правки деформаций бухтиноватости. При этом практически для всех нагревов отмечался эффект значительных локальных изгибных деформаций со знаком минус (прогиб), вызванных неравномерностью нагрева металла листа по толщине. Этим можно объяснить тот факт, что снизить деформации бухтиноватости получалось только при положительном знаке (выгибе) бухтиноватости. Таким образом, процесс правки осуществляли не путем натяжения листа обшивки от усадки в плоскости листа, а в результате локальных изгибных деформаций в зоне нагревов.

Для изучения такого типа проблем выполнено моделирование процесса тепловой правки на указанных экспериментальных образцах с помощью коммерческого пакета ANSYS. Модель образца судостроительной панели с разбиением на конечные элементы (приблизительно 240 000 элементов) показана на рис. 2. Нагревы задавали в виде дополнительных деформаций усадки в плоскости листа обшивки. Решение по общим деформациям и перемещениям точек листа обшивки и ребер образца в трехмерной постановке 3D искали в рамках теории упругости с использованием метода функции усадки, который является приближенным и не учитывает историю образования и развития упругопластических деформаций. Поэтому разработанная модель не позволяет определить влияние последовательности выполнения нагревов на общие деформации образца панели. Преимуществом метода функции усадки по сравнению с общим методом термопластичности является возможность получения решения по общим деформациям сложных пространственных конструкций с большим количеством нагревов.

Моделирование процесса тепловой правки на экспериментальном образце панели выполняли, когда обшивка одной панели имела деформацию бухтиноватости, т. е. равномерным прогибом или выгибом из плоскости обшивки. Соответствующие конечно-элементные модели образца судостроительной панели с деформациями бухтиноватости представлены на рис. 3, а, б. Каждая модель имеет закрепления образца в четырех точках в углах по контуру против перемещений из плоскости листа обшивки. Деформации усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм задавали рав-

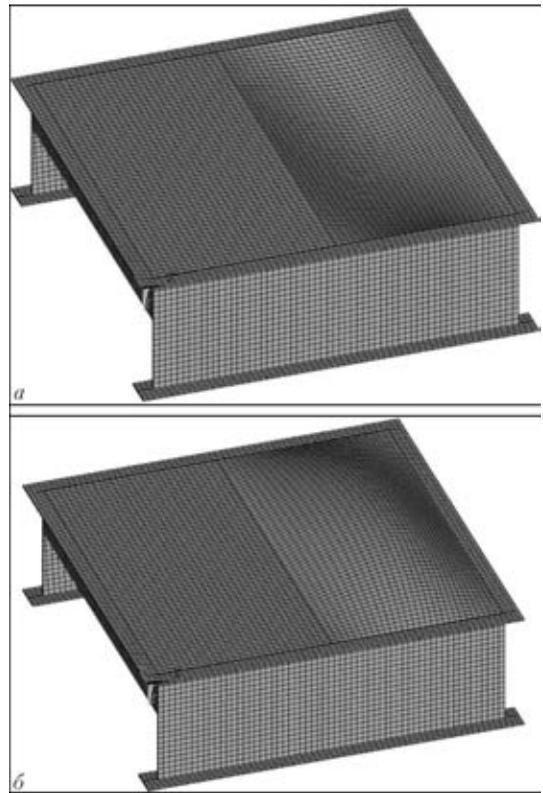


Рис. 2. Конечно-элементная модель образца судостроительной панели с деформацией бухтиноватости обшивки: а — прогиб; б — выгиб

ными  $\Delta_{поп} = 0,3$  мм и  $\Delta_{прод} = 0,1$  мм (в поперечном и продольном направлении относительно полосы нагрева), что приблизительно соответствует реальным значениям при газопламенном нагреве такой полосы [9, 10].

Результаты расчета показали, что под действием деформаций усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм, расположенной по центру бухтины, произошло перемещение листа обшивки на 1,5 мм (рис. 3, а, б), т. е. деформации бухтиноватости уменьшились с 10 (начальное значение) до 8,5 мм. Расчеты также показали, что смещение полосы нагрева от центра бухтины к ребру жесткости (до 70 мм от набора) снижает эффект правки примерно на 25 % (рис. 3, в, г). Расположение полос нагрева в центральной части бухтины является наиболее эффективным (рис. 4).

Важный эффект с точки зрения понимания механизма процесса тепловой правки был выявлен при расчете снижения бухтиноватости от одной полосы нагрева, расположенной по центру бухтины, при различных значениях начальной бухтиноватости (2, 3, 5, 10, 15, 20 и 30 мм). Результаты расчета на рис. 5 показывают, что эффективность правки (снижение бухтиноватости) сначала резко возрастает по мере увеличения начального значения бухтиноватости, затем становится постоянным и дальше несколько снижается при больших значениях бухтиноватости. При нулевой бухтиноватости, т. е. в абсолютно плоском листе,

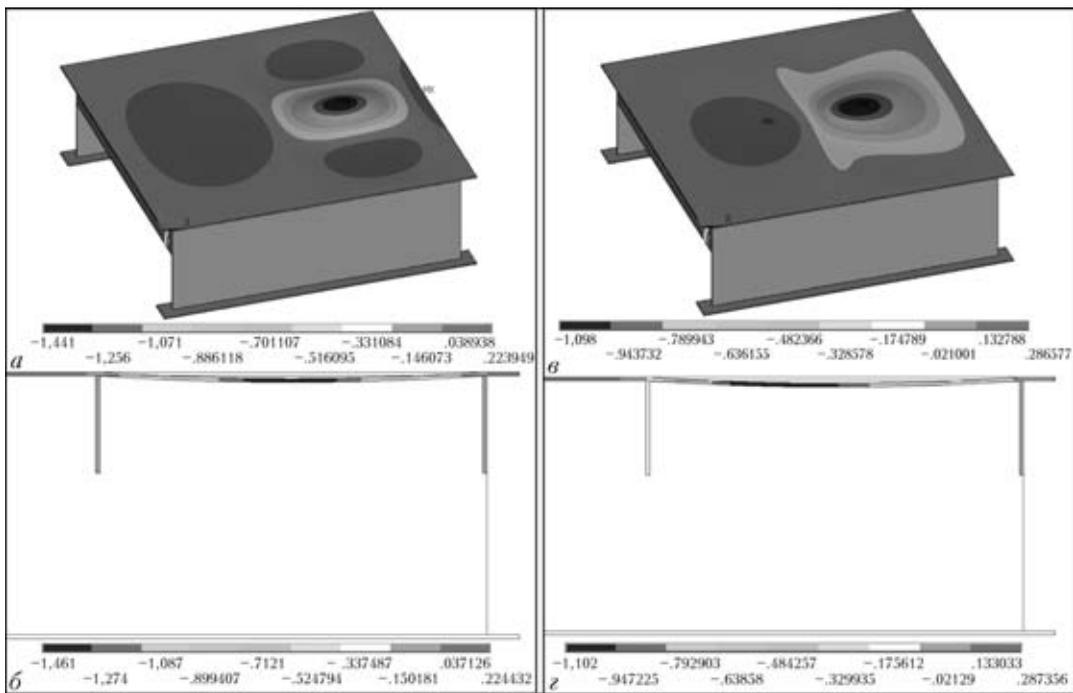


Рис. 3. Перемещения  $U_y$  (мм) из плоскости листа обшивки (уменьшение бухтиноватости) под действием деформаций усадки от нагрева одной полосы длиной 150 мм: *a, б* — расположение по центру бухтины; *в, г* — по краю бухтины на расстоянии 70 мм от ребра жесткости; *a, в* — перемещения на общем виде образца панели; *б, г* — поперечное сечение по центру бухтины

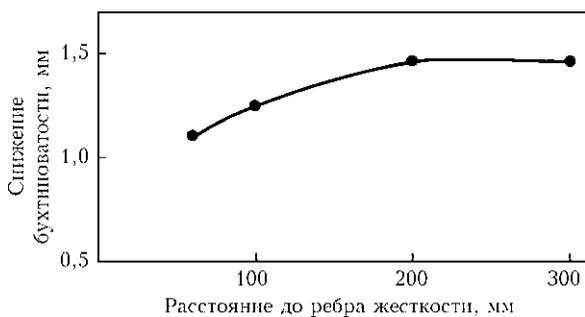


Рис. 4. Снижение эффективности правки при смещении полосы нагрева от центра бухтины к ребру жесткости (набору)

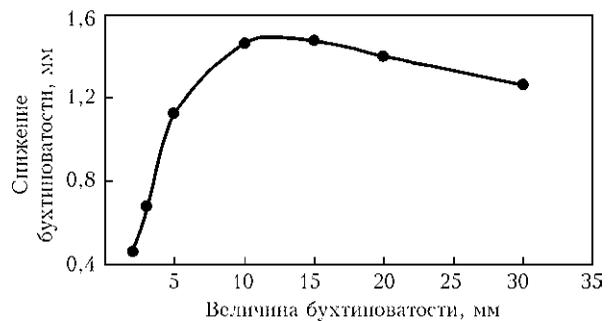


Рис. 5. Зависимость эффективности правки от величины бухтиноватости

усадка от нагрева в плоскости листа не вызывает никаких перемещений из плоскости. Этот эффект согласуется с наблюдениями из практики, т. е., что править тепловым способом малые бухтины более трудоемко, чем большие. Объяснить этот эффект можно тем, что уменьшение бухтиноватости, фактически изгиб листа, зависит от плеча приложения усадочных сил. Чем больше бухтиноватость, тем больше изгибающий момент, вызванный усадкой. В то же время при достижении достаточно больших значений бухтиноватости лист обшивки приобретает сферическую форму, что приводит к повышению жесткости обшивки на изгиб.

Таким образом, результаты расчета показали, что для рассмотренного образца судостроительной панели существует достаточно заметная эффективность правки деформации бухтиноватости под действием деформаций усадки от нагрева полосы. Причем эта эффективность правки не за-

висит от знака (направления) начальной деформации бухтиноватости. Однако при этом не учитывались локальные деформации изгиба, вызванные неравномерностью нагрева листа обшивки при нагреве. Эти деформации изгиба, всегда вызывающие прогиб листа обшивки, при начальной деформации бухтиноватости выгиба будут способствовать снижению бухтиноватости, а при деформации бухтиноватости прогиба будут частично или полностью компенсировать эффект правки от деформаций усадки. Поскольку деформации изгиба возникают практически при любом источнике нагрева, для обеспечения эффективности правки необходимо, чтобы положительный эффект от деформаций усадки в плоскости листа был значительно выше эффекта от деформаций изгиба.

С целью определения остаточных деформаций усадки и локальных угловых деформаций применительно к случаю нагрева полосы движущим-

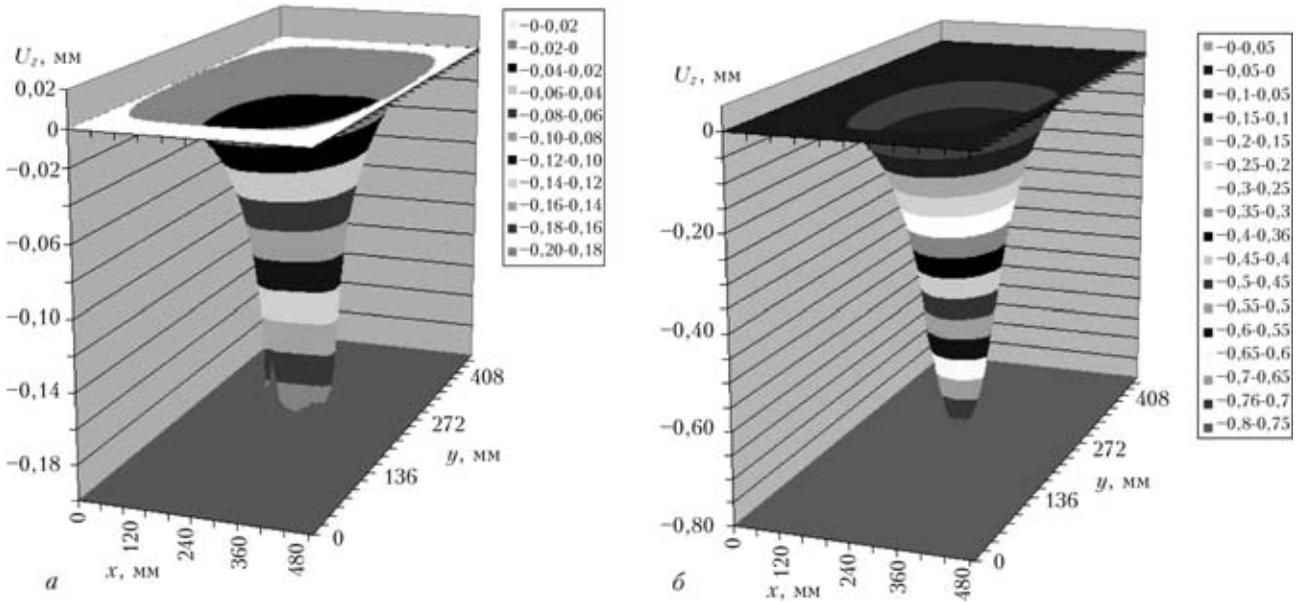


Рис. 6. Распределение остаточных прогибов  $U_z(x, y)$  для газопламенного (а) и лазерного (б) источников нагрева

ся источником (материал — низкоуглеродистая сталь) использовали численный алгоритм, основанный на методе термопластичности, т. е. на последовательном прослеживании температурных полей и развитии упругопластических деформаций в листовом образце с размерами 500×500 мм и толщиной 6 мм в трехмерной постановке.

Данные по температурным полям получали численным методом решения задачи теплопроводности в рамках модели 3D для области  $0 \leq x \leq 500$  мм,  $0 \leq y \leq 500$  мм,  $-\delta/2 \leq z \leq \delta/2$  с начальной температурой  $T_0 = 20$  °С, когда на всех поверхностях задан теплообмен по закону Ньютона с окружающей средой с температурой 20 °С при коэффициенте поверхностной теплоотдачи  $\alpha_T = 0,00004$  Вт/(мм<sup>2</sup>·°С). На поверхности  $z = -\delta/2$  действует поверхностный источник тепла мощностью  $Q_{эф}$ , распределенный по поверхности по нормальному круговому закону, с коэффициентом сосредоточенности  $K$ . Центр источника в момент  $0 < t < t_0$  находится в точке  $x = x_0, y = y_0$ , затем при  $t > t_0$  со скоростью  $v$  движется вдоль оси  $x$ . Движение заканчивается при  $t - t_0 = L/v$  и происходит выравнивание температуры.

Проведены численные эксперименты с использованием плазменного источника косвенного действия, широко распространенного в настоящее время газопламенного (ацетиленового) нагрева, а также перспективного для применения в ближайшем будущем лазерного источника нагрева. При этом в расчетах для плазменного источника нагрева задавали эффективную мощность  $Q_{эф} = 1100$  Вт и коэффициент сосредоточенности  $K = 0,004 \dots 0,010$  1/мм<sup>2</sup>, измеренные экспериментально. Для газопламенного нагрева задавали  $Q_{эф} = 2500$  Вт и  $K = 0,004$  1/мм<sup>2</sup>, соответствующие горелке, которая обычно применяется при теп-

ловой правке при толщине 6 мм. Для лазерного источника нагрева задавали эффективную мощность  $Q_{эф} = 2800$  Вт и равномерное распределение мощности в круглом пятне расфокусированного луча диаметром  $D_n = 24$  мм.

Расчетные результаты показали, что градиент температур по толщине нагреваемой пластины существенно зависит от мощности  $Q_{эф}$ , коэффициента сосредоточенности нагрева  $K$  и скорости движения источника при нагреве полосы длиной  $L = 150$  мм. При этом для плазменного источника разность температур нагрева на верхней и нижней поверхностях составляла приблизительно 40...60 °С, а максимальные прогибы не превышали 0,10 мм. Более высокая эффективная мощность газопламенного и лазерного источников нагрева по сравнению с рассмотренным ранее плазменным источником (в 2...2,5 раза) и соответственно более высокие скорости движения источника вызывают более значительную неравномерность распределения температуры по толщине листа. Этим объясняются достаточно высокие значения максимальных прогибов, вызванных локальными остаточными изгибными деформациями. Для газопламенного источника нагрева в зависимости от коэффициента сосредоточенности  $K$  разность температур нагрева на верхней и нижней поверхностях составляла приблизительно 100...160 °С, для лазерного источника нагрева в зависимости от скорости его движения она достигала 300 °С. Соответственно максимальные прогибы  $U_z$  локальных изгибных деформаций для газопламенного источника нагрева находятся на уровне -0,2 мм (рис. 6, а), а для лазерного — -0,8 мм (рис. 6, б).

Анализ расчетных данных, представленных в таблице, показывает, что наиболее эффективным из рассмотренных источников нагрева для тепловой правки деформаций бухтинovatостей явля-

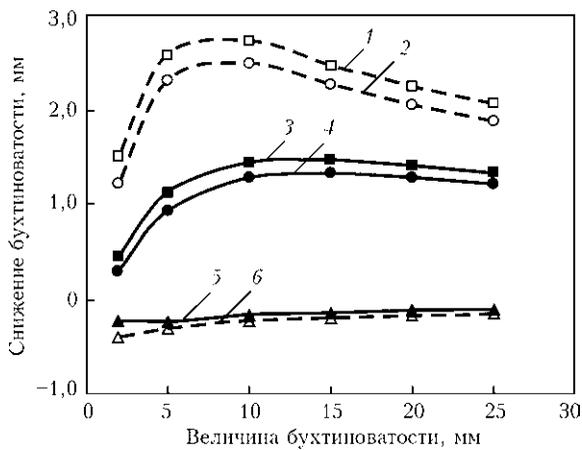


Рис. 7. Зависимость эффективности правки от начальной бухтиноватости при нагреве полосы длиной 150 мм по центру бухтины листа обшивки толщиной 6 (сплошная) и 3 мм (штриховая кривая) с учетом действия усадки в плоскости листа и угловых деформаций: 1, 3 — усадка; 2, 4 — усадка+угловые деформации; 5, 6 — угловые деформации

ется газопламенный по соотношению значений суммарного объема пластических деформаций усадки  $V_p$  и максимального прогиба  $U_z$ . Неожиданно высокие значения по изгибным деформациям для лазерного источника, который характеризуется равномерным распределением мощности в пятне диаметром 24 мм, можно объяснить, вероятно, достаточно высоким приведенным коэффициентом сосредоточенности  $K$ , полученным из относительно небольшого диаметра пятна вводимого тепла. Если принять закон распределения мощности нагрева по формуле

$$Q(r) = \frac{Q_{эф}}{\pi R^2} e^{-Kr^2}$$

и границей пятна нагрева считать координату  $r$ , для которой выполняется условие  $Q(r)/Q_{эф} = 0,1$ , тогда для лазерного источника нагрева при  $R = 24/2$  мм приведенный коэффициент сосредоточенности  $K = 0,009$  1/мм<sup>2</sup>. Для сравнения при газопламенном источнике нагрева при  $K = 0,003$  и  $0,005$  1/мм<sup>2</sup> размеры пятна нагрева соответственно равны 41 и 32 мм.

Для учета локальных деформаций изгиба, вызванных неравномерностью нагрева листа обшив-

ки при нагреве, в разработанной конечно-элементной модели нагрева полосы, основанной на использовании метода функции усадки, на верхней и нижней поверхности листа задавали различные значения деформации усадки. Эта разница усадок должна соответствовать угловым деформациям  $\alpha$  по следующей зависимости:

$$\alpha = \frac{(\Delta_{поп}^{верх} - \Delta_{поп}^{низ})}{\delta},$$

где  $\Delta_{поп}^{верх}$ ,  $\Delta_{поп}^{низ}$  — усадки на верхней и нижней поверхности листа;  $\delta$  — толщина листа.

В расчетах разницу усадок выбирали таким образом, чтобы прогиб листа обшивки, вызванный угловой деформацией, составлял приблизительно  $U_x = 0,2$  мм, что соответствует результатам численного определения локальных угловых деформаций для полосы нагрева длиной 150 мм при газопламенном нагреве. При этом среднее значение усадки задавали равным  $\Delta_{поп} = 0,3$  мм и  $\Delta_{прод} = 0,1$  мм (в поперечном и продольном направлении относительно полосы нагрева).

На рис. 7 представлены расчетные данные относительно перемещений  $U_y$  из плоскости листа обшивки в зависимости от начальной бухтиноватости листа обшивки толщиной 6 и 3 мм с учетом раздельного и совместного действия усадки в плоскости листа и угловых деформаций. Результаты получены для деформации бухтиноватости прогиба, когда угловые деформации частично компенсируют эффективность правки от деформаций усадки. При данном соотношении усадки и угловых деформаций влияние последних на эффективность правки, т. е. на снижение бухтиноватости, незначительно. При более высоких значениях угловых деформаций эффективность правки будет резко снижаться.

Результаты также показали, что эффективность правки существенно зависит от толщины листа обшивки. При условии обеспечения одинаковых характеристик усадки при толщине листа обшивки 3 мм снижение бухтиноватости от нагрева полосы приблизительно в 2 раза выше, чем

**Расчетные данные нагрева полосы  $L = 150$  мм для листового образца размером  $500 \times 500$  мм толщиной 6 мм**

Источник нагрева	$Q_{эф}$ , Вт	$K$ , 1/мм <sup>2</sup>	$D_{нр}$ , мм	$v$ , мм/с	$V_p$ , мм <sup>2</sup>	$U_z$ , мм
Плазменный	1100	0,004	—	1,0	-119,0	-0,08
	1100	0,007	—	1,0	-128,9	-0,09
	1100	0,010	—	1,0	-132,0	-0,07
Газопламенный	2500	0,003	—	2,0	-631	-0,18
	2500	0,005	—	2,0	-669	-0,2
Лазерный	2800	Не опр.	24	4,0	-390	-0,55
	2800	» »	24	6,0	-269	-0,8

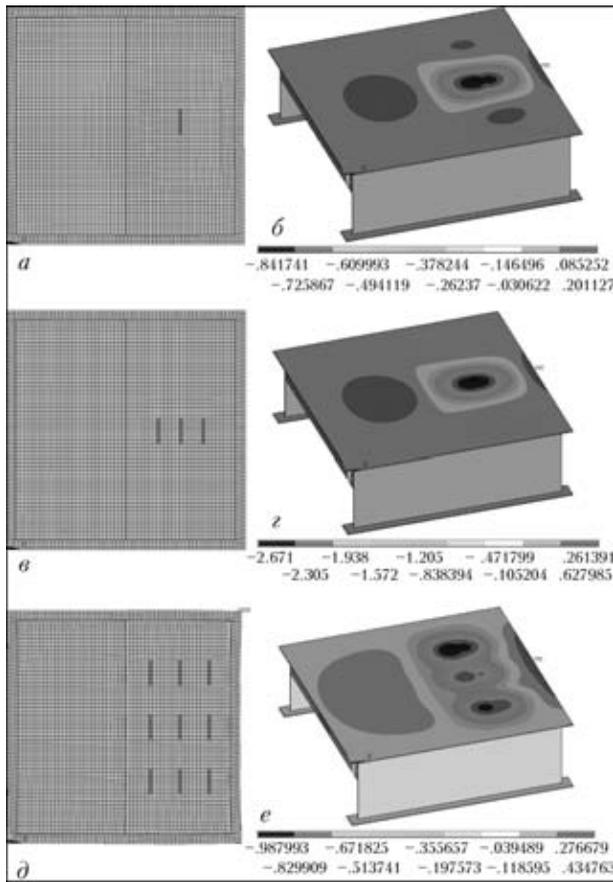


Рис. 8. Снижение бухтиноватости (перемещение  $U_y$ ) при нагреве полосами длиной 150 мм: а, в, д — схема нагрева одной, тремя и девятью полосами; б, г, е — соответствующее распределение перемещений, мм

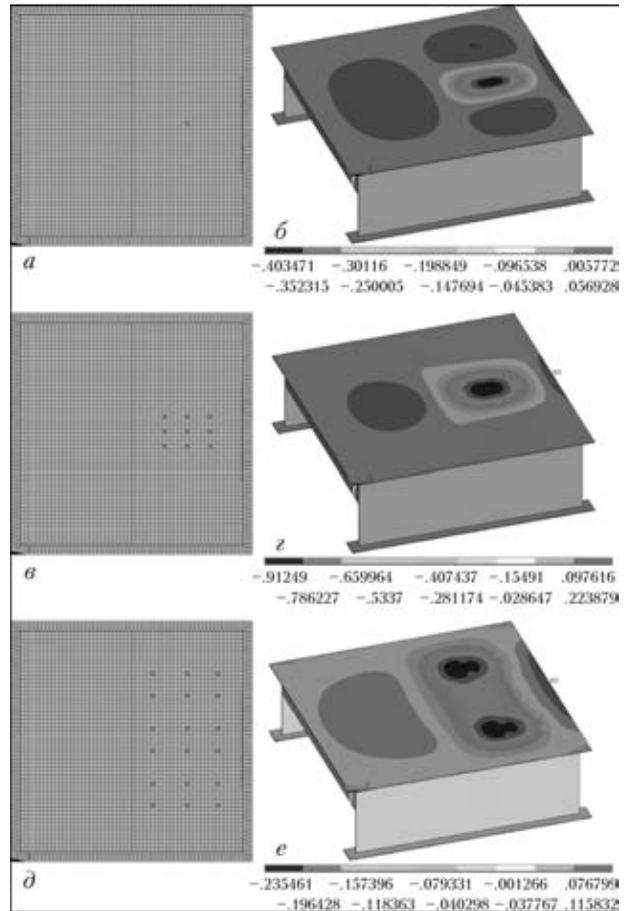


Рис. 9. Снижение бухтиноватости (перемещения  $U_y$ ) при нагреве круглыми пятнами: а, в, г, д — схема нагрева одним, девятью и 18-ю пятнами; б, з, з, з — соответствующее распределение перемещений, мм

при толщине 6 мм. Это хорошо согласуется с практическим опытом, когда применение тепловой правки деформаций бухтиноватости наиболее эффективно при толщинах листа обшивки до 4 мм.

Разработанная модель позволила провести численные эксперименты по изучению эффективности правки в зависимости от количества и размещения нагревов. На рис. 8 представлены расчетные данные относительно перемещений  $U_y$  из плоскости листа обшивки для различных вариантов размещения полос нагрева длиной 150 мм при толщине обшивки 6 мм. Начальное значение деформации бухтиноватости задавали равным 5 мм. Для каждого варианта определяли перемещения  $U_y$  под действием совместно деформаций усадки в плоскости и угловых деформаций.

Результаты показывают (рис. 8, а, б), что уменьшение бухтиноватости при нагреве полосы имеет локальный характер и происходит в зоне, ограниченной шириной бухтины, а в направлении длины бухтины — приблизительно двумя длинами полосы нагрева. Вне этой зоны наблюдается даже небольшое увеличение этой, а также соседних бухтин. Этот эффект также подтверждается наблюдениями из практики. Расположение нес-

кольких полос нагрева в одной зоне близко друг к другу (рис. 8, в, г) дает заметное повышение эффективности правки (уменьшение бухтиноватости) в этой зоне. Расположение полос нагрева равномерно по площади бухтины на достаточно большом расстоянии друг от друга (рис. 8, д, е) приводит к сравнительно небольшому уменьшению бухтиноватости по всей площади бухтины. Возможно, это объясняется взаимным влиянием зон снижения и увеличения бухтиноватости от различных полос нагрева. Таким образом, результат правки при большом количестве нагревов нельзя рассматривать как простую сумму уменьшения бухтиноватости от отдельных нагревов.

Как видно из сравнения нагрева полосами с нагревом круглыми пятнами (рис. 9), даже при заданном значении усадки, как и для полосы, снижение бухтиноватости (начальное значение деформации бухтиноватости 5 мм) при нагреве круглыми пятнами имеет значительно более низкий эффект, чем при нагреве полосами. Это связано с меньшим суммарным объемом пластических деформаций, образующихся при нагреве круглых пятен. При этом все отмеченные выше особенности, связанные с локальностью эффек-



тивности правки и взаимным влиянием нагревов друг на друга, сохраняются.

## Выводы

1. Эффективность тепловой правки существенно зависит от начальной бухтиноватости, т. е. снижение бухтиноватости (фактически изгиб листа) зависит от плеча приложения усадочных сил. При малых начальных значениях бухтиноватости, или по мере снижения бухтиноватости в процессе правки эффективность ее резко снижается.

2. Большое влияние на эффективность тепловой правки оказывает толщина листа обшивки. При большой толщине листа (6 мм) эффективность правки в результате деформации усадки в плоскости листа резко снижается. Дополнительно при большой толщине возникают деформации изгиба, вызванные неравномерностью нагрева по толщине, которые в зависимости от знака (направления) бухтиноватости могут существенно снижать эффективность правки.

3. Результат тепловой правки существенно зависит от количества и расположения пятен и полос нагревов по площади бухтины и при большом их количестве нельзя рассматривать эффективность правки как простую сумму уменьшения бухтиноватости от отдельных нагревов. Уменьшение бухтиноватости от одного нагрева имеет локальный характер и происходит в зоне с размерами, приблизительно равными ширине бухтины. Вне этой зоны наблюдается даже небольшое увеличение бухтиноватости этой, а также соседних бухтин. Поэтому тепловую правку следует осуществлять нагревом пятен или полос, расположенных в зоне максимальной бухтиноватости.

4. Процесс тепловой правки деформаций бухтиноватости имеет целый ряд объективных фак-

торов, ограничивающих эффективность этой технологической операции, особенно при больших толщинах листа обшивки. Получение положительного эффекта правки возможно только при оптимальном выборе режимов и размещения пятен нагрева.

1. Патон Е. О., Горбунов Б. Н., Берштейн Д. И., Дзевалтовский К. И. Усадочные напряжения при сварке цилиндрических сосудов // Автоген. дело. — 1936. — № 5, 6.
2. Подстригач Я. С., Пляцко Г. В., Осадчук В. А. К определению остаточных сварочных напряжений в цилиндрических оболочках // Автомат. сварка. — 1971. — № 3. — С. 50–58.
3. Ueda Y., Yuan M. G. The characteristics of the source of welding residual stress (inherent strain) and its application to measurement and prediction // Trans. JWRI. — 1991. — 20, № 2. — P. 119–127.
4. Прогнозирование общих деформаций сварных узлов на основе банка данных о поперечной, продольной усадке и угловых деформациях соответствующих образцов / В. И. Махненко, Л. М. Лобанов, О. В. Махненко, М. Байер // Автомат. сварка. — 1991. — № 10. — С. 1–5.
5. Лобанов Л. М., Махненко О. В., Зайферт П. Расчетное прогнозирование сварочных деформаций при изготовлении плоских секций с целью снижения объема пригоночных работ // Там же. — 1997. — № 1. — С. 21–24.
6. Makhnenko V. I., Lobanov L. M., Makhnenko O. V. Problem-oriented software package for prediction of welding stresses and distortions with reference to the solution of various questions of formation. Weldability and accuracy of welded structures. — [1998]. — 29 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. X/XV-RSD).
7. Prediction of deformation for large welded structures based on inherent strain / Y. Luo, D. Deng, L. Xie, H. Murakawa // Trans. JWRI. — 2004. — 33, № 1. — P. 65–70.
8. Measurement of inherent deformations in typical weld joints using inverse analysis (Pt 1). Inherent deformation of bed on welding / W. Liang, S. Shinji, M. Tejima et al. // Ibid. — 2004. — 33, № 1. — P. 45–51.
9. Кузьминов С. А. Сварочные деформации судовых корпусных конструкций. — Л.: Судостроение, 1974. — 286 с.
10. Винокуров В. А., Григорянц А. Г. Теория сварочных деформаций и напряжений. — М.: Машиностроение, 1984. — 280 с.

Described is an example of application of mathematical modelling for investigation of the efficiency of the process of thermal straightening of shipbuilding panels, based on the approach of a combined use of the general thermoplasticity method and approximate shrinkage function method. It is shown that the approach suggested is particularly efficient for prediction of general distortions of large-size spatial structures in a case of a large number of welds contained in them, or local heatings used in straightening. The results of experiments on thermal straightening of shipbuilding panels with buckling distortions have been analysed, and objective factors that limit the efficiency of this technological operation, especially with large thicknesses of the panels, have been revealed.

Поступила в редакцию 21.03.2008



УДК 621.791.4

# ПОЛУЧЕНИЕ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ $\gamma$ -TiAl С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОСЛОЙНОЙ ПРОСЛОЙКИ Ti/Al СПОСОБОМ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ В ВАКУУМЕ

**А. И. УСТИНОВ**, д-р физ.-мат. наук, **Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук,  
чл.-кор. НАН Украины **А. Я. ИЩЕНКО**, **Г. К. ХАРЧЕНКО**, д-р техн. наук,  
**Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО**, канд. техн. наук, **А. Н. МУРАВЕЙНИК**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН України)

Изучена возможность получения сварных соединений сплава на основе  $\gamma$ -TiAl с помощью нанослойной прослойки Ti/Al. Показано, что применение нанослойной промежуточной прослойки при диффузионной сварке в вакууме позволяет формировать качественные соединения. Изучены особенности структуры зоны соединения.

*Ключевые слова:* диффузионная сварка в вакууме, алюминид титана, структура, зона соединения, нанослойная прослойка

Сплавы на основе  $\gamma$ -TiAl рассматриваются как перспективные материалы для изготовления конструктивных элементов узлов авиакосмической техники, работающих при повышенной температуре. Преимуществами таких сплавов по сравнению с другими жаропрочными материалами являются главным образом их низкая ( $3,8...4,0 \text{ г/см}^3$ ) плотность и высокая жаростойкость [1].

Перспектива использования сплавов  $\gamma$ -TiAl при создании конструктивных элементов стимулировала исследования и разработки в области развития технологии получения неразъемных соединений этих сплавов. Была рассмотрена возможность получения неразъемных соединений плавлением [2] и диффузионной сваркой [3–7].

Применение традиционных способов сварки, основанных на локальном плавлении материала в зоне соединения, показало, что качество полученного сварного соединения существенно зависит от фазовых превращений в зоне термического влияния (ЗТВ). При отклонении режима сварки от оптимального в зоне соединения происходят фазовые превращения, сопровождающиеся объемными эффектами, что приводит к возникновению напряжений в ЗТВ и, как результат, вблизи нее образуются трещины [2]. Во избежание этого сварку необходимо выполнять на строго регламентированных режимах.

Перспективным представляется использование диффузионной сварки в вакууме. Возможные технологические варианты этого способа сварки применительно к сварке алюминидов титана рас-

смотрены в [3–7]. В работе [3] представлены результаты диффузионной сварки в вакууме сплава  $\gamma$ -TiAl (49 % Ti, 47 % Al и по 4 % Cr, Mn, Nb, Si, V), полученного способом прецизионного литья и горячего прессования с последующим гомогенизирующим отжигом на следующем режиме: температура сварки  $T = 950...1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , время сварки  $\tau = 1...3 \text{ ч}$ , давление  $P = 20...40 \text{ МПа}$ , термообработка при  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$ , 30 мин. Авторы определили оптимальный режим сварки:  $T = 1000...1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 3 \text{ ч}$ ,  $P = 20...40 \text{ МПа}$ ; термообработка обеспечивает формирование ламельной структуры в области сварного шва. В работе [4] исследована возможность сварки давлением сплава Ti–Al–Nb на основе  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al ( $T = 900, 1000 \text{ и } 1100 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 4...5 \text{ мин}$ ,  $P = 200...300 \text{ МПа}$ ). Соединения, полученные при  $T = 1000...1100 \text{ }^\circ\text{C}$ , равноценны по прочности с основным металлом ( $\sigma_b = 800...820 \text{ МПа}$ ).

Известно, что дополнительную активацию свариваемых поверхностей можно осуществить при использовании прослоек пластичных либо состоящих из двух фольг на основе различных элементов, в которых при повышении температуры развиваются процессы контактного плавления. Так, в работе [5] изучена возможность использования при сварке давлением сплава  $\gamma$ -TiAl (60,947 % Ti, 31,152 % Al, 4,65 % Nb, 2,73 % Mn, 0,31 % V) прослоек алюминия и титана толщиной соответственно 0,15 и 0,20 мм. Сварку выполняли на режиме  $750...850 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 10...20 \text{ мин}$ ,  $P = 100 \text{ и } 300 \text{ МПа}$  с последующим стабилизирующим отжигом при  $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ , 50 ч. Авторы отмечают, что использование алюминиевых прослоек приводит к образованию в зоне соединения дефектов —



микропустот и трещин. В случае использования титановых прослоек формируется зона соединения, отличающаяся высокой прочностью, в ней имеет место значительная химическая и фазовая неоднородность.

В работах [6, 7] показано, что осаждение тонких нанослойных покрытий Ti/Al на соединяемые поверхности образцов из сплава  $\gamma$ -TiAl обеспечивает при диффузионной сварке в вакууме ( $T = 1100^\circ\text{C}$ ) получение в зоне соединения однородной структуры. Авторы пришли к заключению, что формирование прочного сварного соединения при  $700\dots 1100^\circ\text{C}$  связано с динамической рекристаллизацией сплава  $\gamma$ -TiAl, что способствует измельчению его структуры и прохождению пластической деформации.

Вместе с тем процесс осаждения таких покрытий на соединяемые поверхности деталей в ряде случаев имеет определенные технологические трудности. Технология получения неразъемных соединений упрощается при использовании нанослойных материалов в виде фольги. Такой подход, например, реализован нами при сварке композитных материалов на основе Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с помощью нанослойной фольги Ni/Al [8]. Метод электронно-лучевого осаждения позволяет получать нанослойную фольгу за достаточно короткий период времени благодаря высокой (до 100 нм/с) скорости процесса осаждения. Проведены исследования условий формирования неразъемных соединений с помощью нанослойных фольг Ti/Al, используемых в качестве промежуточных прослоек.

Нанослойную фольгу Ti/Al получали путем послойного электронно-лучевого осаждения элементов на горизонтально вращающуюся подложку по методике, описанной в ряде работ (см., например, [9]). Схема процесса формирования фольги представлена в работе [10]. Для осуществления послойного осаждения элементов вакуумную ка-

меру разделяли вертикально расположенным сплошным экраном на две равные части, в каждой из которых были установлены медные водоохлаждаемые тигли, в одном находился слиток титана, в другом — алюминия. Подложку закрепляли на вертикальном валу, размещенном над разделительным экраном. Электронно-лучевой пушкой осуществляли нагрев подложки до заданной температуры, которую контролировали в процессе осаждения с помощью термопары. Предварительно на подложку был нанесен слой CaF<sub>2</sub>, что способствовало отделению прослойки от подложки. Затем с помощью электронно-лучевых пушек на поверхностях слитков создавали расплавленную ванну, из которой происходило испарение элементов. Вращение подложки и наличие разделительного экрана позволяли осуществлять последовательное осаждение слоев металла. Соотношение толщины этих слоев определялось соотношением интенсивности испарения слитков, а их суммарная толщина варьировалась в зависимости от скорости вращения подложки. Общая толщина прослойки при заданной интенсивности испарения элементов зависела от длительности процесса осаждения.

Объектом исследований был выбран сплав Ti–48 ат. % Al с добавками ниобия и марганца. Этот сплав относится к группе титановых интерметаллидов, имеющих двухфазное состояние ( $\alpha_2 + \gamma$ ), где  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al и  $\gamma$ -TiAl (далее TiAl).

Сварку TiAl выполняли в вакуумной камере, снабженной системой статического нагружения образцов и их нагрева (рис. 1). В качестве источника нагрева использовали электронно-лучевую пушку. Параметры процесса сварки варьировали в следующих пределах:  $T = 900\dots 1200^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 5\dots 25$  мин,  $P = 10\dots 70$  МПа. Давление в рабочей камере поддерживали на уровне  $1,33 \cdot 10^{-3}$  МПа.

Поверхности образцов перед сваркой шлифовали на алмазном круге, а затем обезжиривали. Подготовленные образцы размером  $10 \times 10 \times 4$  мм вместе с промежуточной прослойкой помещали в вакуумную камеру. Равномерный нагрев обеспечивали благодаря электронно-лучевой пушке кольцевой формы, установленной на уровне стыка, корректировку нагрева в процессе сварки осуществляли путем перемещения нагревателя вдоль сборки свариваемых образцов. Температуру сварки контролировали с помощью термопары.

Для проведения металлографического анализа образцы сварных соединений готовили по стандартной методике на шлифовально-полировальном станке «Abramin» (фирма «Struers»). Структуру и химический состав конденсатов анализировали с помощью оптического микроскопа «Nephrot» и сканирующего микроскопа «CamScan», оснащенного энергодисперсионной системой ло-

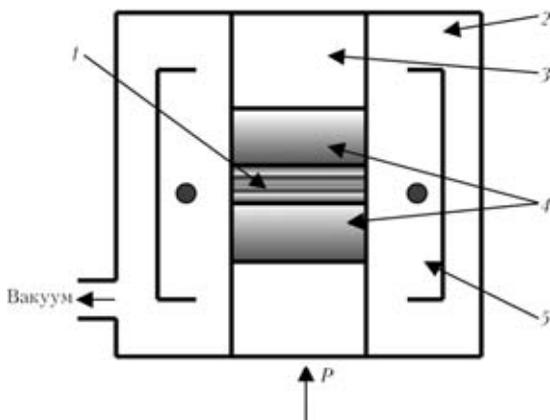


Рис. 1. Схема установки для диффузионной сварки в вакууме: 1 — нанослойная прослойка; 2 — вакуумная камера; 3 — прижимной шток; 4 — свариваемые образцы; 5 — электронно-лучевая пушка

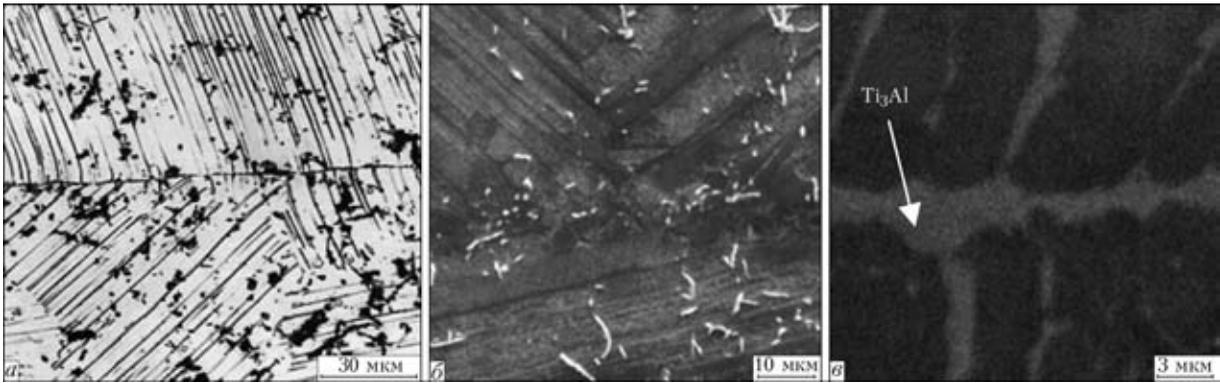


Рис. 2. Микроструктура зоны соединения TiAl, полученного диффузионной сваркой в вакууме без прослойки: а-в — см. в тексте

кального анализа «Energy 200». Для выявления структуры металла сварного шва проводили химическое травление образцов. Измерения микротвердости конденсатов осуществляли микротвердомерной приставкой к оптическому микроскопу «Polyvar-Met» при нагрузке 0,098...0,196 Н по методу Виккерса. Структуру нанослойной фольги на поперечных срезах анализировали с помощью просвечивающего электронного микроскопа «Hitachi H-800» при ускоряющем напряжении 200 кВ. Поперечное сечение тонкой фольги сначала подготавливали способом механического утонения, а затем полировали на установке «Gatan 656» с последующим утонением и бомбардировкой поверхности под углом 3° ионами аргона с энергией 5 кэВ при токе ионной пушки 20 мкА на установке PIPS 691.

Соединения TiAl получены диффузионной сваркой в вакууме без прослойки при  $T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$  и  $P = 70\text{ МПа}$  с последующей выдержкой в течение 20 мин. Микроструктура зоны соединения представлена на рис. 2. На рисунке видно, что в указанной зоне выявлена граница раздела (рис. 2, а), при этом поры в соединении отсутствуют (рис. 2, б). При анализе структуры в режиме фазового контраста обнаружено, что граница раздела представляет собой прослойку интерметаллида, состав которого, по данным локального химического анализа, близок к составу интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$ . Наличие хрупкой интерметаллидной прослойки снижает прочность сварного соединения, что приводит к деградации его эксплуатационных характеристик.

Для диффузионной сварки образцов интерметаллида TiAl в работе использовали нанослойную фольгу Ti-52 ат. % Al толщиной 20 мкм с периодом чередования слоев (титана и алюминия) 50 нм. На микроструктуре ее поперечного сечения (рис. 3) видно, что она разбита на отдельные зерна. В пределах одного зерна наблюдается полосчатый контраст, который соответствует чередованию слоев титана и алюминия. Для определения характеристик слоистой структуры зерен проведены электронно-микроскопические исследова-

ния на просвет. На рис. 4 представлены микроструктура и микродифракционная картина поперечного сечения нанослойной фольги Ti/Al. Об отсутствии перемешивания элементов свидетельствует микродифракция электронов исследуемого участка (рис. 4, б). Между слоями имеют место определенные ориентационные соотношения, характерные для слоистых материалов. Из светловых изображений (рис. 4, а) видно, что период чередования слоев титана и алюминия составляет 50 нм.

Закономерности диффузионных процессов, проходящих в нанослойной фольге при ее нагреве, проанализированы в работе [9]. Установлено, что нагрев способствует их интенсивному развитию, что приводит к формированию гетерофазной структуры, состоящей из смеси интерметаллидов TiAl и  $\text{Ti}_3\text{Al}$ . На этом основании предположили, что в процессе диффузионной сварки титановых интерметаллидов в фольге будут проходить фазовые превращения, которые обеспечат формирование в зоне соединения структуры, подобной основному металлу.

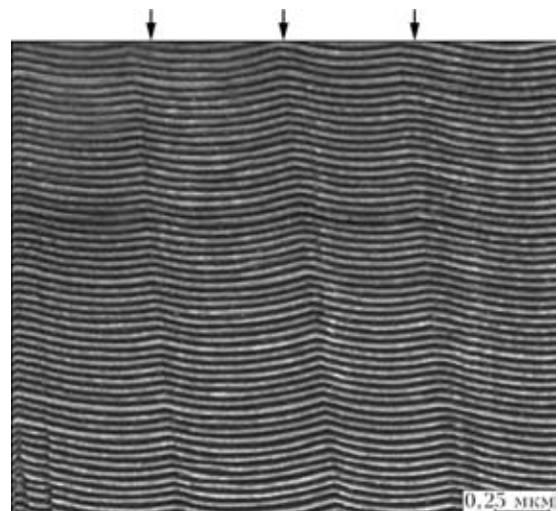


Рис. 3. Микроструктура поперечного сечения нанослойной фольги в исходном состоянии: светлые слои соответствуют титану, темные — алюминию; стрелками указаны границы зерен

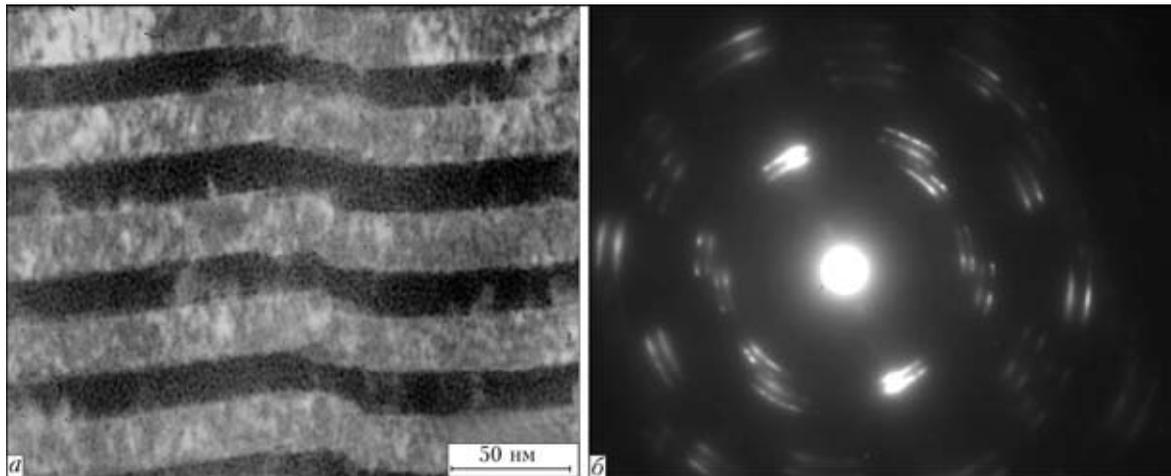


Рис. 4. Микроструктура (а) и микродифракционная картина (б) поперечного сечения нанослойной прослойки

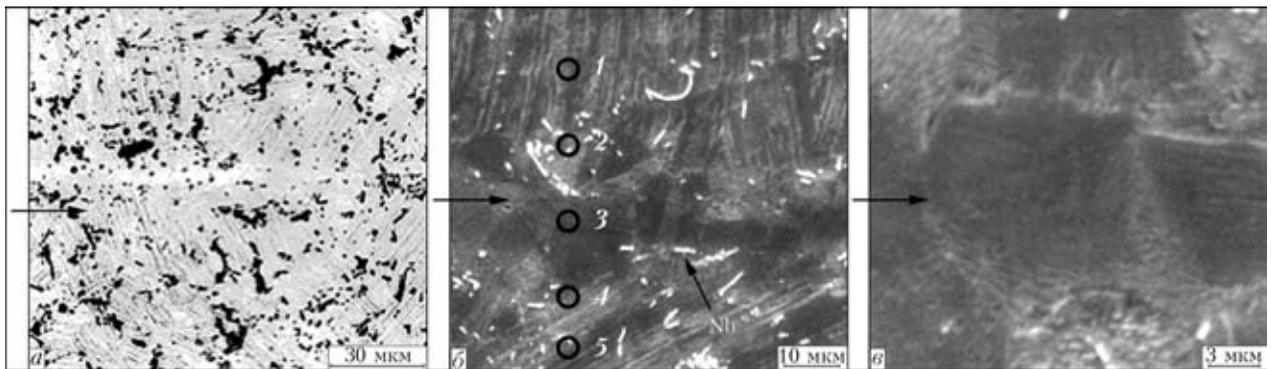


Рис. 5. Микроструктура зоны соединения образцов интерметаллида TiAl, полученного диффузионной сваркой в вакууме с использованием нанослойной фольги Ti/Al: а–в — см. в тексте; стрелками указано место сварки; цифрами — точки, в которых проведены исследования локального химического состава и микротвердости; результаты этих измерений представлены в таблице

Для определения условий формирования соединений с использованием нанослойных фольг проведены исследования влияния параметров режима диффузионной сварки (давления, температуры нагрева и времени выдержки) на качество сварных соединений. Выявлено, что при уменьшении температуры сварки (менее 1000 °С) в зоне соединения возникают несплошности, которые значительно снижают его механическую прочность. Микроструктура зоны сварного соединения, полученного на оптимальном режиме сварки ( $T = 1200\text{ °C}$ ,  $\tau = 20\text{ мин}$ ,  $P = 10\text{ МПа}$ ), представлена на рис. 5. На рис. 5, а видно, что в зоне соединения присутствует слаборазличимая прослойка, состав которой (49,4 Al; 49,8 Ti; 0,8 Mn), по данным локального химического анализа, близок к исходному интерметаллиду.

Прослойка имеет однородную структуру (рис. 5, б) и состоит из равноосных зерен размером до 10 мкм (рис. 5, в), в которых различима ламельная структура, характерная для исходного интерметаллида. Отсутствие пор и трещин как в зоне соединения, так и на границе со свариваемыми образцами свидетельствует о высоком качестве полученного сварного соединения. Следует

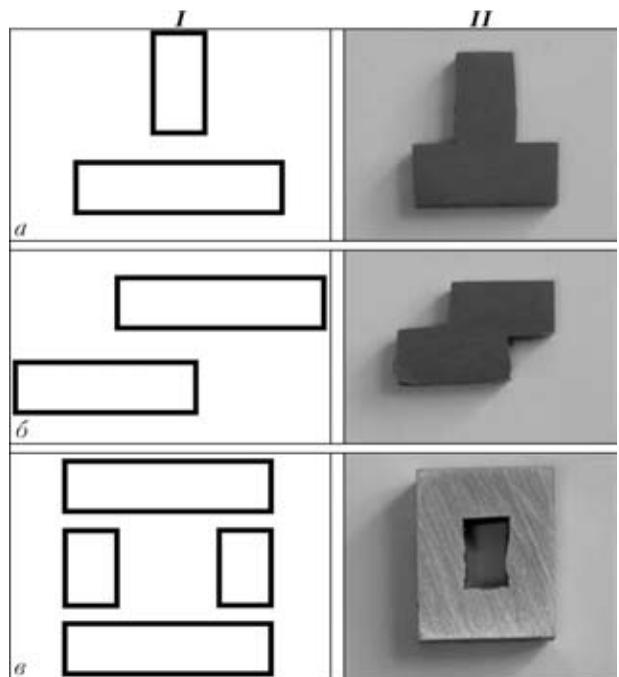


Рис. 6. Схема сборки образцов I и общий вид II сварных соединений сплава TiAl таврового (а), нахлесточного (б) и коробчатого типов (в), полученных с использованием нанослойной прослойки Ti/Al



**Химический состав (ат. %) и микротвердость HV различных участков зоны сварного соединения**

Исследуемые точки зоны соединения (см. рис. 5, б)	Al	Ti	Mn	Nb	HV, ГПа
1	43,9	52,9	1,3	1,9	4,6
2	47,3	50,1	0,9	1,7	4,8
3	49,4	49,8	0,8	—	4,0
4	47,4	49,9	1,0	1,7	4,3
5	44,1	52,6	1,5	1,8	4,4

отметить, что при указанном выше режиме сварки деградация структуры свариваемого интерметаллида не происходит. Распределение элементов в зоне соединения и микротвердость разных участков зоны сварки приведены в таблице. Из рис. 5, б и таблицы видно, что в точке 3 присутствует марганец и отсутствует ниобий. Согласно металлографическому и локальному химическому анализу, частицы ниобия скапливаются на границе прослойка–интерметаллид. Присутствие марганца в прослойке свидетельствует о протекании диффузионных процессов в зоне соединения при прохождении реакции твердофазного синтеза, инициированной в нанослойной прослойке при сварке.

Интенсивное развитие диффузионных процессов в зоне соединения вследствие применения нанослойных прослоек способствует получению качественных сварных соединений. На рис. 6 для примера представлен общий вид образцов сварного соединения таврового, нахлесточного и коробчатого типов.

Таким образом, в процессе диффузионной сварки образцов интерметаллида с использованием нанослойной прослойки Ti/Al в зоне соединения формируется интерметаллид, состав

которого соответствуют исходному интерметаллиду TiAl (таблица). Такие изменения состава и структуры металла в зоне соединения свидетельствуют о высокой диффузионной подвижности компонентов и могут быть обусловлены процессами тепловыделения, сопровождающими твердофазные реакции, инициированные в нанослойной фольге нагревом [9].

1. *Lasalmonie A.* Intermetallics: Why is it so difficult to introduce them in gas turbine engines? // *Intermetallics*. — 2006. — **14**. — P. 1123–1129.
2. *Chaturvedi M. C., Xu Q., Richards N. L.* Development of crack-free welds in a TiAl-based alloy // *J. Materials of Processing Techn.* — 2001. — **118**. — P. 174–178.
3. *Cam G., Bohm K.-H., Kocak M.* Diffusionschweißen feingegossener Titanaluminide // *Schweissen und Schneiden*. — 1999. — № 8. — S. 470–475.
4. *Особенности структурных изменений жаропрочного сплава на основе Ti<sub>3</sub>Al при сварке давлением / В. Н. Замков, Л. И. Маркашова, Л. С. Киреев, И. К. Тяпко // Автомат. сварка.* — 1992. — № 9/10. — С. 13–16.
5. *Сварка давлением интерметаллидного сплава γ-TiAl / А. Н. Юшгин, В. Н. Замков, В. К. Сабокарь, П. Н. Чвертко // Там же.* — 2001. — № 1. — С. 33–37.
6. *Solid-state diffusion bonding of γ-TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers / L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira et al. // Intermetallics.* — 2006. — № 14. — P. 1151–1156.
7. *Nanometric multilayers: A new approach for joining TiAl / A. S. Ramos, M. F. Vieira, L. I. Duarte et al. // Ibid.* — 2006. — № 14. — P. 1157–1162.
8. *Диффузионная сварка микродисперсного композита AlMg5 + 27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с применением нанослойной фольги Ni/Al / А. Я. Ищенко, Ю. В. Фальченко, А. И. Устинов и др. // Автомат. сварка.* — 2007. — № 7. — С. 5–9.
9. *Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко, А. Е. Шишкин // Соврем. электрометаллургия.* — 2008. — № 2. — С. 21–28.
10. *Нанотехнологии неразъемного соединения перспективных легких металлических материалов сварных изделий для аэрокосмической техники // Автомат. сварка.* — 2008. — № 12. — С. 5–12.

The possibility of producing diffusion bonds on the γ-TiAl-based alloy by using the nanolayered Ti/Al foil has been studied. It is shown that utilisation of the nanolayered foil as an intermediate element allows formation of sound bonds on the Ti/Al-based alloys in heating to a temperature of about 1000...1200 °C and pressure of 10 MPa. Peculiarities of microstructure of the bond zone have been studied.

Поступила в редакцию 17.06.2008



## ПАЙКА СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ В ВОЗДУШНОЙ СРЕДЕ И ЧИСТОМ КИСЛОРОДЕ

Академик НАН Украины **Ю. В. НАЙДИЧ**, **Т. В. СИДОРЕНКО**, инж., **А. В. ДУРОВ**, канд. хим. наук  
(Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины)

Для сегнетоэлектрической керамики на основе  $\text{BaTiO}_3$  разработаны технология пайки в воздушной среде и атмосфере технически чистого кислорода, а также способ нанесения покрытий с использованием металлических расплавов с высокой степенью смачиваемости керамики. Созданная технология позволяет значительно увеличить адгезионную прочность покрытий и паяных соединений, расширяет и открывает новые возможности создания различных приборов и устройств.

*Ключевые слова:* пайка, металлизация, сегнетоэлектрическая керамика, титанат бария, металл-кислородная технология

В современной электротехнике и электронике особое место занимают функциональные керамические материалы, в состав которых входят соединения со структурой перовскита, подобные титанату бария  $\text{BaTiO}_3$  (такая структура основана на соотношении трех атомов кислорода к каждым двум атомам металла). Эти материалы имеют достаточно широкую сферу применения, например, при создании многослойных конденсаторов с высокой емкостью, датчиков электрического поля, множества пьезо- и сегнетоэлектрических приборов (сенсоров, приводов), термисторов.

Металлические покрытия на поверхности керамики могут служить электродами для конденсаторов или промежуточным слоем для соединения керамики с металлом посредством пайки [1].

Перовскитная керамика на основе титаната бария существует в двух состояниях: сегнетоэлектрик (стехиометрическое соединение  $\text{BaTiO}_3$ ) и полупроводник (структура с дефектом по кислороду  $\text{BaTiO}_{3-x}$ , которая образуется, в частности, при отжиге сегнетоэлектрической керамики  $\text{BaTiO}_3$  в высоком вакууме) [2]. Полупроводниковую керамику применяют в электронике и электротехнике. Нами разработана технология вакуумной пайки перовскитной полупроводниковой керамики  $\text{BaTiO}_{3-x}$  с использованием припоев, которые содержат адгезионно активный компонент, например, титан [3]. Пайку выполняют в высоком вакууме при температуре 700...1000 °С, поэтому она не может быть применима для соединения сегнетоэлектрической керамики  $\text{BaTiO}_3$ .

Титанат бария стехиометрического состава, имеющий высокие сегнето- и пьезоэлектрические свойства, может нагреваться без изменений только в среде, содержащей кислород (воздух). Для

соединения таких материалов используют специальные припои и технологические процессы. Благоприятным обстоятельством является то, что кислород, растворенный в некоторых металлах, способствует значительному увеличению степени смачивания и адгезии этих металлов к керамике. Эффект влияния кислорода на смачиваемость, а также на поверхностное и межфазное натяжение металлических расплавов исследовали в работах [4–6]. Установлено, что кислород активно повышает адгезию меди, серебра, никеля и некоторых других металлов к ионным соединениям, например, к оксидам. Детально были изучены следующие системы:  $\text{Cu-O-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cu-O-MgO}$ ,  $\text{Ni-O-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ag-O-Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Ag-Cu-O-Al}_2\text{O}_3$ . Особенно в этом плане интересна система  $\text{Ag-Cu-O}$ . Нами высказано предположение, что металл-кислородная технология применима и для соединения сегнетоэлектрического титаната бария.

Согласно [7] адгезионно активное действие кислорода объясняется тем, что добавка в жидкий металл какого-либо металлоида, имеющего достаточное сродство к электронам, оттягивает последние от атомов металла. Они превращаются в положительные ионы, которые связываются с анионами твердой фазы, что приводит к смачиваемости ионного кристалла металлическим расплавом.

В настоящее время известна лишь одна работа [8], которая посвящена пайке перовскитного соединения  $\text{Pb}(\text{Mg}_{0,33}\text{Nb}_{0,67})\text{O}_3$  сплавами системы  $\text{Ag-CuO}$ . Научные основы этого процесса пока не разработаны, а причины смачивающего действия кислорода не объяснены. К сожалению, авторам [8], очевидно, не известны наши работы 1960–1970-х годов [4–6], касающиеся оксидных материалов.

Целью настоящей работы стало изучение смачивания керамических сегнетоэлектрических материалов на основе  $\text{BaTiO}_3$  металлическим расплавом, разработка составов припоев и техноло-



гических режимов получения паяных соединений керамики  $\text{BaTiO}_3$  между собой и с металлами, а также создание адгезионнопрочного металлического покрытия на поверхности сегнетоэлектрической перовскитной керамики. В качестве основы припоев использовали сплавы системы  $\text{Ag-Cu-O}$ .

Образцы керамики на основе титаната бария специально изготовлены твердофазным синтезом в лаборатории (ИПМ им. И. Н. Францевича НАН Украины) М. Д. Глинчук. Используемые в экспериментах диски из керамики  $\text{BaTiO}_3$  имели диаметр 20 мм и толщину 3 мм. Пористость образцов составляла не более 3,5%. Подложки из керамики  $\text{BaTiO}_3$  шлифовали и полировали. Шероховатость поверхности составляла 0,02. Степень смачивания керамики  $\text{BaTiO}_3$  исследовали с помощью метода сидящей капли.

Эксперименты и технологические процессы осуществляли в воздушной среде (такие исследования до настоящего времени не проводили). Была создана специальная установка, в которой опыты выполняли в проточном кислороде при незначительном противодавлении. Температура эксперимента составляла 980, 1050, 1100 °С. Использовали технически чистый кислород. Предполагалось, что незначительные примеси азота и некоторых других элементов существенного влияния на результаты экспериментов не окажут.

Изменение краевого угла смачивания  $\theta$  керамики  $\text{BaTiO}_3$  в зависимости от содержания меди в расплаве представлено на рис. 1. При температуре 980 °С в условиях вакуума для чистого серебра краевой угол смачивания составлял около 130°, в воздухе — 96°, а в чистом кислороде — 75°. Добавка около 10 ат. % меди в серебро приводит к уменьшению краевого угла смачивания до 45...47° (в воздушной среде) и почти полного растекания сплава ( $\theta \approx 5...10^\circ$ ) в чистом кислороде.

Повышение температуры интенсифицирует процесс смачивания — краевой угол уменьшается до 25...30° в воздушной среде (при содержании 10 ат. % Cu в расплаве серебра) [9]. В случае использования чистого кислорода полное растекание может быть достигнуто уже при 6...7 ат. % Cu.

Причины большой капиллярной активности сплавов в чистом кислороде заключаются в значительной равновесной концентрации кислорода в расплаве при его большом парциальном давлении в окружающей среде (парциальное давление кислорода в воздухе составляет 21 кПа, чистого кислорода — 100 кПа). В соответствии с законом Сивертса концентрация кислорода, растворенного в расплаве серебра на воздухе, равна

$$[\text{O}]_{\text{воздух}}^{\text{Ag}} = k \sqrt{0,21},$$

а в чистом кислороде

$$[\text{O}]_{\text{чис. кислород}}^{\text{Ag}} = k \sqrt{1}.$$

Поскольку растворимость кислорода в серебре на воздухе при 980 °С составляет 10,5 см<sup>3</sup>/г, можно рассчитать, что в чистом кислороде она будет в 2,2 раза больше, т. е. около 22,9 см<sup>3</sup>/г.

Таким образом, пайка сегнетоэлектрической керамики  $\text{BaTiO}_3$  может осуществляться в воздушной среде, а лучше в чистом кислороде.

В сочетании керамика/керамика был использован припой состава  $\text{Ag} + 10...15 \text{ ат. \% Cu}$  (в воздушной среде) и  $\text{Ag} + 3...5 \text{ ат. \% Cu}$  (в чистом кислороде).

При соединении сегнетоэлектрической керамики с металлом в качестве последнего, как показала практика, следует использовать платину, обеспечивающую получение прочных однородных паяных швов.

Разработан вариант нанесения серебряно-медного покрытия с последующим припайванием к нему платинового проводящего электрода, в качестве которого успешно использовали серебряную проволоку.

Прочность паяных соединений определяли на отрыв и сдвиг. Известно, что она зависит от прочности самой керамики. Прочность образцов полученных нами паяных соединений составляла от 20 до 50 МПа. Эти значения можно повысить, если использовать беспористую, хорошо спеченную керамику (прочность плотной керамики из оксида алюминия может составлять около 100 МПа). Отметим, что прочность паяных соединений часто не является критической характеристикой контакта перовскитная керамика/металлический расплав, поскольку при практическом применении устройств на основе сегнетоэлектрических материалов механические нагрузки бывают не столь значительными.

Важной задачей является нанесение тонкого металлического покрытия на сегнетоэлектрическую керамику (например, прослойки конденсато-

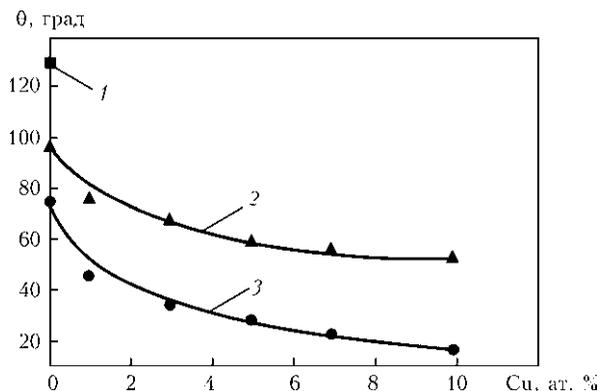


Рис. 1. Зависимость краевого угла смачивания  $\theta$  керамики  $\text{BaTiO}_3$  расплавами системы  $\text{Ag-Cu-O}$  от содержания в них меди при 980 °С: 1 — расплав чистого серебра в вакууме; 2, 3 — расплав системы  $\text{Ag-Cu}$  соответственно в воздушной среде и чистом кислороде

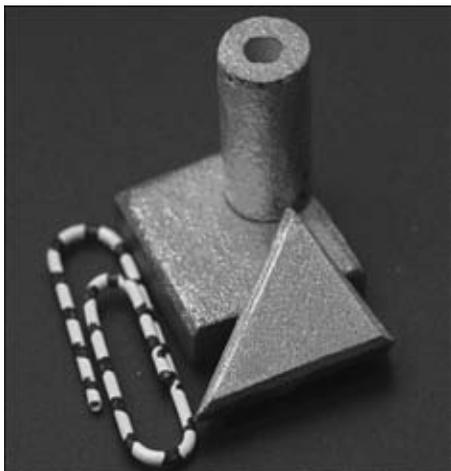


Рис. 2. Образцы сегнетоэлектрической керамики  $\text{BaTiO}_3$ , металлизированные с использованием металл-кислородной технологии

ра). При этом требуется обеспечить высокое смачивание металлом поверхности керамики. Теоретически для получения непрерывной пленки из жидкого металла необходимо, чтобы коэффициент растекания имел положительное значение:

$$K = W_a - W_k,$$

где  $W_a$ ,  $W_k$  — работа соответственно адгезии и когезии.

Это может быть реализовано, если в качестве атмосферы использован чистый кислород. В случае воздушной среды применяли специальные способы: оксид меди  $\text{CuO}$  наносили на керамику в виде порошка и отжигали на воздухе для формирования сплошного слоя, а затем наносили смесь порошков серебра и платины и отжигали при  $970^\circ\text{C}$ . При этом в системе присутствуют металлический расплав и твердый металл (платина) в высокодисперсном состоянии, благодаря чему сохраняется однородность покрытия. Образцы металлизированной сегнетоэлектрической керамики  $\text{BaTiO}_3$  представлены на рис. 2.

С помощью металл-кислородной технологии получены паяные соединения сегнетоэлектрической керамики  $\text{BaTiO}_3$  между собой и с металлическими электродами (рис. 3).

Таким образом, впервые исследовано смачивание керамики  $\text{BaTiO}_3$  в чистом кислороде. Использование кислородной среды при давлении в  $100\text{ кПа}$  интенсифицирует капиллярные свойства

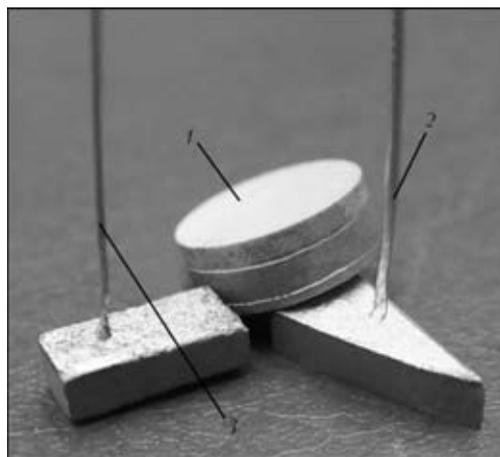


Рис. 3. Пайка и металлизация керамики  $\text{BaTiO}_3$  с использованием металл-кислородной технологии: 1 — соединение керамика–керамика; 2 — платиновая проволока–керамика; 3 — серебряная проволока–керамика

расплавов системы  $\text{Ag-Cu-O}$ , уменьшает краевой угол смачивания вплоть до полного растекания при содержании  $7\text{...}10\text{ ат. \% Cu}$  в сплаве.

На основе полученных данных разработана металл-кислородная технология металлизации и пайки керамики  $\text{BaTiO}_3$  на воздухе и в чистом кислороде.

1. *Термостойкие диэлектрики и их спаи с металлами в новой технике* / А. М. Рубашов, Г. И. Бердов, Н. В. Гаврилов и др. — М.: Атомиздат, 1980. — 246 с.
2. *Бурсиан Е. В. Нелинейный кристалл (титанат бария)*. — М.: Наука, 1974. — 296 с.
3. *Найдич Ю. В., Сидоренко Т. В., Дуров А. В.* Процессы металлизации и пайки перовскитной керамики на основе титаната бария // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 2007. — **40**. — С. 63–69.
4. *Еременко В. Н., Найдич Ю. В.* Смачивание поверхностей окислов растворами металл-кислород // Электроника. — 1959. — **4**. — С. 136.
5. *Еременко В. Н., Найдич Ю. В., Носонович А. А.* Поверхностная активность кислорода в системе медь-кислород // Журн. физ. химии. — 1960. — **XXXIV**, № 5. — С. 1018.
6. *А. с. 149020 СССР, МКИ 49 Н 25.* Способ пайки керамических деталей / Ю. В. Найдич, В. Н. Еременко. — Оpubл. 05.08.62; Бюл. № 4.
7. *Найдич Ю. В.* Контактные явления в металлических расплавах. — Киев: Наук. думка, 1972. — 196 с.
8. *Erskine K. M., Meier A. M., Pilgrim S. M.* Brazing perovskite ceramics with silver/copper oxide braze alloys // J. Mater. Sci. — 2002. — **37**. — P. 1705.
9. *Найдич Ю. В., Сидоренко Т. В.* Процеси змочування перовскітової  $\text{BaTiO}_3$ -кераміки металічними розплавами // Доп. НАН України. — 2008. — № 9. — С. 99–104.

The technology for brazing in air and in pure oxygen atmosphere, as well as the method for deposition of coatings by using metal melts with a high degree of wettability of ceramics have been developed for the  $\text{BaTiO}_3$ -based ferroelectric ceramics. The technologies developed make it possible to substantially increase adhesion strength of the coatings and brazed seams, widen the existing possibilities and open up the new ones for the manufacture of different instruments and devices.

Поступила в редакцию 12.09.2008



## УТОЧНЕННЫЙ МЕТОД РАСЧЕТА РЕЖИМОВ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОЙ СВАРКИ

**А. С. ПИСЬМЕННЫЙ, И. В. ПЕНТЕГОВ**, доктора техн. наук, **Е. П. СТЕМКОВСКИЙ, Д. А. ШЕЙКОВСКИЙ, В. М. КИСЛИЦЫН, А. В. ЛАВРЕНЮК**, кандидаты техн. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложен метод расчета режимов магнитно-импульсной сварки, при котором учитываются изменения индуктивности соединяемых деталей при их относительном перемещении. Показано, что его необходимо использовать в тех случаях, когда энергия, необходимая для обработки металлов, составляет значительную часть энергии, накапливаемой в батарее конденсаторов (например, для соединения деталей большого диаметра).

*Ключевые слова:* магнитно-импульсная сварка, индуктивность деталей, метод расчета, оптимальные режимы сварки

В работе [1] предложен упрощенный способ расчета режимов магнитно-импульсной сварки (МИС) с комплексным использованием аналитических и численных методов расчета на ПЭВМ.

Ниже предпринята попытка разработки уточненного метода анализа процессов, происходящих при МИС цилиндрических труб с одновитковым индуктором (рис. 1), наиболее отвечающих действительным процессам. Полагается, что при разряде батареи конденсаторов на индуктор и в процессе движения метаемой детали индуктивность разрядного контура возрастает, причем движение трубы начинается с момента достижения ее материалом состояния пластичности.

Время разряда батареи конденсаторов разбивается на малые промежутки длительностью  $\Delta t$ , все параметры разрядной цепи в каждом таком  $n$ -м промежутке времени принимаются неизменными.

Значения всех необходимых параметров в конце первого промежутка  $\Delta t$  являются начальными условиями для следующего промежутка времени. Индексы параметров указывают на их значение в определенные моменты времени. Нулевой индекс указывает на значение параметра в начале первого промежутка времени, индекс 1 — в конце первого промежутка времени и начале второго и т. д.

Весь процесс разряда разбиваем на три временных интервала:

I — начало разряда. Давление на метаемую деталь еще не стало равно некоторому граничному значению  $P_0$ . При таком давлении еще не достигается предел текучести материала  $\sigma_T$ , метаемая деталь неподвижна, а ток на каждом промежутке определяется по формуле для колеба-

тельного процесса разряда батареи конденсаторов, причем все параметры разрядного контура неизменны в процессе интервала разряда;

II — продолжение процесса разряда батареи конденсаторов при давлении, большем  $P_0$ , от момента начала движения метаемой детали и до момента соударения. Ток разряда на каждом промежутке этого интервала изменяется уже по другому закону, для которого характерны прежде всего ненулевые начальные условия и изменение индуктивности метаемой трубы;

III — процесс разряда от момента соударения деталей и до окончания разряда батареи конденсаторов. Для тока разряда на каждом промежутке этого интервала характерно постоянство параметров разрядного контура, причем начальное значение тока и напряжения на батарее конденсаторов соответствует значению тока и напряжения

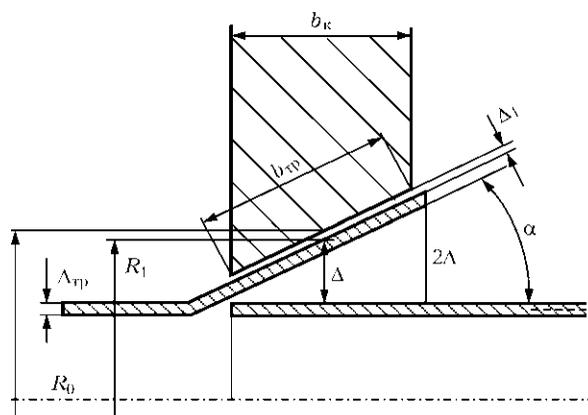


Рис. 1. Схема реализации МИС при метании деформируемого участка трубы:  $R_0, R_1$  — соответственно внутренний радиус индуктора-концентратора и наружный радиус метаемой детали по центру развальцованного участка;  $\Delta_{тр}$  — толщина стенки метаемой трубы;  $\Delta, \Delta_1$  — среднее значение зазора соответственно между соединяемыми трубами, а также индуктором-концентратором и трубой;  $\alpha$  — угол развальцовки трубы;  $b_{тр}$  — ширина нахлеста;  $b_k$  — ширина рабочего участка индуктора-концентратора



в конце второго временного участка разряда батареи конденсаторов.

Рассмотрим процессы, происходящие на I интервале, когда метаема деталь еще неподвижна. Для рассматриваемого метода расчета используем следующую зависимость [1]:

$$B(t) = \frac{\mu_0 K_R}{b_{тр}} i(t), \quad (1)$$

где  $B(t)$ ,  $i(t)$  — соответственно магнитная индукция в рабочем зазоре и разрядный ток на I интервале;  $\mu_0$  — магнитная постоянная, равная  $4\pi \cdot 10^{-7}$  Гн/м [2];  $K_R = 1 - \frac{\Delta_1}{\pi b_{тр}} \left(1 - e^{-\pi \frac{b_{тр}}{\Delta_1}}\right)$  — коэффициент Роговского [3].

Давление магнитного поля на метаемую деталь определяем по выражению

$$P(t) = \frac{B^2(t)}{\mu_0}. \quad (2)$$

Давление на метаемую деталь, при котором достигается предел текучести материала  $\sigma_T$  и которое зависит только от свойств материала и геометрических размеров, определяем из выражения, вытекающего из баланса сил, действующих на поверхность трубы и в ее поперечном сечении:

$$P_0 = \frac{\Delta_{тр}}{R_{тр}} \sigma, \quad (3)$$

где  $R_{тр}$  — средний радиус развальцованного участка метаемой детали в зоне сварки.

Индуктивность разрядного контура  $L_0$  состоит из постоянной за время разряда батареи конденсаторов индуктивности  $L$ , которая является индуктивностью внешнего контура, и не изменяющейся во время I интервала индуктивности системы индуктор — метаема деталь  $L_{д0}$ :

$$L_0 = L + L_{д0},$$

где

$$L_{д0} = 2\pi \frac{\mu_0 K_R}{b_{тр}} R_{тр} \Delta_1.$$

Угловую частоту разряда находим по формуле

$$\omega_0 = \sqrt{\frac{1}{CL_0} - \frac{R^2}{4L_0^2}}. \quad (4)$$

Мгновенное значение разрядного тока на I интервале определяем по выражению [4]

$$i(t) = \frac{U_c}{\omega_0 L_0} e^{-\frac{R}{2L_0} t} \sin \omega_0 t, \quad (5)$$

где  $U_c$  — начальное напряжение на батарее конденсаторов;  $R$  — активное сопротивление разрядного контура.

По мере прохождения разрядного тока давление на метаемую деталь возрастает до тех пор, пока оно не станет равным давлению  $P_0$ , определяемому по формуле (3). Подставляя в (2) выражения (1), (5) и приравнявая  $P(t)$  к значению  $P_0$ , после преобразований получаем уравнение для нахождения  $t_0$ , времени, при котором давление на метаемую деталь достигает значения  $P_0$ :

$$\sqrt{\frac{P_0}{\mu_0}} \frac{b_{тр}}{K_R} = \frac{U_c}{\omega_0 L_0} e^{-\frac{R}{2L_0} t_0} \sin \omega_0 t_0. \quad (6)$$

Трансцендентное уравнение относительно  $t_0$  (6) решается численными методами с применением ПЭВМ.

На II временном интервале индуктивность разрядного контура  $L_n$  состоит из постоянной во время разряда батареи конденсаторов индуктивности  $L$  и индуктивности системы индуктор — метаема деталь  $L_{дн}$ . Индуктивность  $L_{дн}$  в процессе разряда батареи конденсаторов на II интервале изменяется, изменяя условия разряда батареи конденсаторов, поэтому в индексе присутствует номер промежутка.

Для расчета параметров режима сварки на ПЭВМ находим начальные условия для II временного интервала разряда батареи конденсаторов (ток  $i_0$ , активные потери за время I временного интервала  $W_{R0}$ , давление на метаемую деталь  $p_0$ , напряжение на батарее конденсаторов  $U_0$ ):

$$i_0 = \frac{U_c}{\omega_0 L_0} e^{-\frac{R}{2L_0} t_0} \sin \omega_0 t_0, \quad (7)$$

$$W_{R0} = \int_0^{t_0} i^2(t) R dt, \quad (8)$$

$$p_0 = \frac{\mu_0 K_R^2}{b_{тр}^2} (i_0)^2, \quad (9)$$

$$U_0 = U_c - \frac{1}{C} \int_0^{t_0} i(t) dt. \quad (10)$$

Начальные условия других параметров, необходимых для расчета на II интервале, равны нулю.

На втором участке метаема деталь начинает двигаться. Это приводит к тому, что индуктивность разрядного контура с движением детали увеличивается, изменяя условия разряда батареи конденсаторов.

При определении закономерности изменения индуктивности разрядного контура следует учесть, что она состоит из индуктивности, которая за время разряда батареи конденсаторов неизменна, и ин-

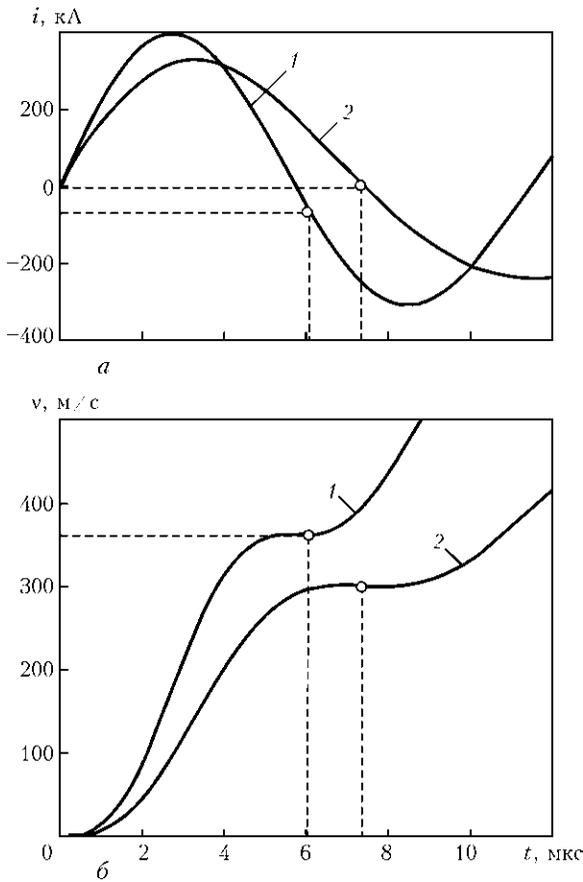


Рис. 2. Кривые разрядного тока (а) и скорости при метании деформируемого участка (б) алюминиевой трубы диаметром 80 мм: 1 — упрощенная методика работы [1]; 2 — разработанная

дуктивности, которая во время разряда возрастает. Постоянная индуктивность  $L$  обычно известна, а изменяющаяся часть индуктивности  $L_{д(n+1)}$  для  $(n+1)$ -го промежутка  $\Delta t$  находится из выражения

$$L_{д(n+1)} = \pi \frac{\mu_0 K_R}{b_{тр}} [R_0^2 - (R_1 - S_n)^2], \quad (11)$$

где  $S_n$  — путь, пройденный метаемой заготовкой на  $n$ -м промежутке;  $K_R$  — коэффициент Роговского на  $n$ -м промежутке.

Значение тока на  $\Pi$  временном интервале для  $(n+1)$ -го промежутка времени находим по формуле, вытекающей из уравнения Кирхгофа для рассматриваемой цепи на  $n$ -м промежутке времени:

$$i_{n+1} = i_n + \frac{U_n - i_n R}{L_n} \Delta t, \quad (12)$$

где  $U_n$  — напряжение на конденсаторах на  $n$ -м интервале.

Давление на метаемую деталь на  $n+1$ -м промежутке определяем по формуле

$$P_{n+1} = \mu_0 \frac{K_R^2}{b_{тр}^2} i_n^2. \quad (13)$$

Потери в активном сопротивлении разрядного контура машины на интервале времени  $t = (n+1)\Delta t$  составляют

$$W_{R_{(n+1)}} = Ri_n^2 \Delta t + W_{R_n}. \quad (14)$$

Приращение скорости метаемой детали за время  $\Delta t$  на  $n$ -м промежутке определяется по формуле

$$\Delta v_n = [P_n - P_0] \frac{\Delta t}{\Delta_{тр} \gamma_{тр}}. \quad (15)$$

Скорость метаемой детали в конце  $(n+1)$ -го промежутка

$$v_{n+1} = v_n + \Delta v_n, \quad v_0 = 0. \quad (16)$$

Путь, пройденный метаемой деталью в конце первого промежутка на  $\Pi$  интервале

$$S_{n+1} = S_n + v_n \Delta t, \quad S_0 = 0. \quad (17)$$

Время процесса определяется согласно выражению

$$t_{n+1} = t_0 + \Delta t n. \quad (18)$$

Индуктивность разрядного контура в конце  $(i+1)$ -го промежутка времени:

$$L_{n+1} = L + L_{дн}. \quad (19)$$

Используя выражения (11)–(19), для  $(n+1)$ -го промежутка времени составляем систему уравнений для расчета на ПЭВМ, которая имеет вид

$$\begin{cases} i_{n+1} = i_n \frac{U_n - i_n R}{L_n} \Delta t, \\ K_{R_n} = 1 - \frac{\Delta_1 + S_n}{\pi b_{тр}} (1 - e^{-\pi \frac{b_{тр}}{\Delta_1 + S_n}}), \\ P_{n+1} = \mu_0 \frac{K_R^2}{b_{тр}^2} i_n^2, \\ W_{R_{(n+1)}} = Ri_n^2 \Delta t + W_{R_n}, \\ v_{n+1} = v_n + [\mu_0 \frac{K_R^2}{b_{тр}^2} i_n^2 - P_0] \frac{\Delta t}{\Delta_{тр} \gamma_{тр}}, \\ S_{n+1} = v_n \Delta t + S_n, \\ L_{n+1} = L + \pi \mu_0 \frac{K_R}{b_{тр}} [R_0^2 - (R_1 - S_n)^2], \\ U_{n+1} = U_n - i_n \frac{\Delta t}{C}, \\ t_{n+1} = t_0 + \Delta t n. \end{cases} \quad (20)$$

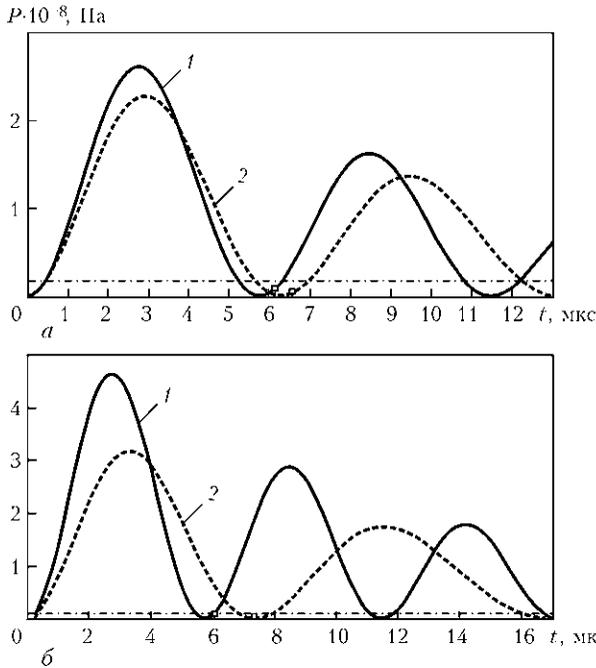


Рис. 3. Расчетное мгновенное значение магнитного давления  $P(t)$  для труб из алюминиевого сплава диаметром 20 (а) и 80 (б) мм: кривая 1 — по упрощенной методике работы [1]; 2 — по разработанной; штрихпунктирная кривая — по данной методике

II временной участок заканчивается после касания метаемой детали, проходящей путь  $S$  (среднее значение зазора между соединяемыми трубами) с неподвижной.

На рис. 2, 3 построены кривые, из которых следует, что результаты, полученные по уточненному методу, отличаются примерно на 15 % от результатов, полученных по методу без учета изменения индуктивности, что свидетельствует о том, что с увеличением диаметра труб следует пользоваться разработанной методикой.

Для определения в конкретном случае необходимого варианта метода расчета (без учета или с учетом изменения индуктивности деталей во время сварки) следует подсчитать по приведенной ниже формуле значение кинетической энергии метаемой детали  $W_k$

$$W_k = \frac{mv^2}{2}, \quad (21)$$

где

$$m = 2\pi R_{тр} \Delta_{тр} \gamma_{тр} b_{тр}. \quad (22)$$

Сравнение данного значения со значением всей накапливаемой в батарее конденсаторов

энергией  $W = (CU^2)/2$ , рассчитанной в результате упрощенного расчета, позволяет провести выбор варианта метода расчета. Если разность энергий не превышает 10 %, можно использовать метод расчета, описанный в работе [1], при разности более 10 % необходимо применять метод, предложенный в данной работе, учитывающий изменение индуктивности соединяемых деталей.

Следует отметить, что при использовании рассматриваемого метода для получения качественных сварных соединений время проникновения магнитного поля сквозь метаемую трубу должно быть больше времени пролета метаемой трубы.

### Выводы

1. Расчет режимов МИС с одновитковым индуктором при соединении цилиндрических труб большого диаметра необходимо проводить с учетом изменения индуктивности соединяемых деталей, что позволит обеспечивать высокую точность расчетов по сравнению с известными способами и реально отражать процессы, происходящие при сварке.

2. Определено, что чем больше кинетическая энергия, приобретаемая метаемой деталью, тем больше поправка, даваемая предлагаемым методом расчета. Если поправка менее 10 %, можно пользоваться упрощенным методом расчета, если более — уточненным.

3. Для обеспечения высокой точности предлагаемого метода расчета режимов МИС необходимо учитывать время начала движения детали, в течение которого метаемая деталь находится в неподвижном состоянии до тех пор, пока давление на нее еще не стало равно некоторому граничному значению, при котором достигается предел текучести материала деталей.

4. Разработанный метод пригоден не только для расчетов режимов МИС, но и для использования в смежных технологиях (например, при обработке металлов давлением и др.).

1. Особенности расчета режимов магнитно-импульсной сварки / А. С. Письменный, И. В. Пентегов, Е. П. Стемковский и др. // Автомат. сварка. — 2004. — № 11. — С. 15–19.
2. Кэй Д., Лэби Т. Таблицы физических и химических постоянных. — М.: Физматгиз, 1962. — 248 с.
3. Васютинский С. Б. Вопросы теории и расчета трансформаторов. — Л.: Энергия, 1970. — 432 с.
4. Патон Б. Е., Лебедев В. К. Электрооборудование для контактной сварки. Элементы теории. — М.: Машиностроение, 1969. — 440 с.

The method is suggested for calculation of magnetic-pulse welding (MPW) parameters, which allows for variations in inductance of workpieces in their relative displacement. The method is indicated for the cases where the energy required for metal treatment constitutes a substantial part of the energy stored in a capacitor bank (e.g. for joining large-diameter pieces).

Поступила в редакцию 15.04.2008



## ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ БАНДАЖИРОВАННЫХ ОПОРНЫХ ВАЛКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ НАПЛАВКЕ

**В. В. ЧИГАРЕВ, В. И. ЩЕТИНИНА**, доктора техн. наук, **С. В. ЩЕТИНИН**, канд. техн. наук,  
**К. К. СТЕПНОВ, Н. Г. ЗАВАРИКА, В. И. ФЕДУН**, инженеры (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Установлены закономерности воздействия высокоскоростной электродуговой наплавки с низкой погонной энергией на сварочные напряжения и трещиностойкость наплавленного металла. Разработан способ высокоскоростной наплавки бандажированных опорных валков.

*Ключевые слова:* электродуговая наплавка, бандажированный опорный валок, углеродистая сталь, погонная энергия, деформации, сварочные напряжения, микроструктура, ударная вязкость, трещины, износостойкость

К основным деталям металлургического оборудования относятся прокатные валки, которые изготавливаются из высокоуглеродистых сталей и работают в условиях высокого удельного давления. Это ограничивает использование наплавки, особенно для бандажированных опорных валков, которые изготавливают путем посадки бандажа на ось с натягом. В результате в бандаже возникают напряжения, которые могут привести к поломке оборудования. В связи с этим наплавку бандажированных опорных валков обычно не выполняют.

Ресурс эксплуатации валков определяется их трещиностойкостью, износостойкостью, расходным коэффициентом, материалоемкостью процесса и себестоимостью проката. Поэтому его повышение является важной научно-технической проблемой.

С целью повышения трещиностойкости применяют высокоскоростную электродуговую наплавку [1] с низкой погонной энергией, для которой характерны изменения условий существования дуги, уменьшение тепловложения, увеличение скорости нагрева и охлаждения жидкого металла и зоны термического влияния (ЗТВ), что приводит к изменению условий кристаллизации ванны [2, 3], уровня деформаций, сварочных напряжений и качества наплавленного металла.

Данное влияние погонной энергии на трещиностойкость наплавленного металла противоречиво [2, 4, 5], а воздействие формы электрода и погонной энергии на деформации, сварочные напряжения и свойства наплавленного металла исследовано пока недостаточно.

Цель настоящей работы — изучение особенностей повышения трещиностойкости наплавленного металла и разработка способа высокоскоростной наплавки бандажированных опорных валков на низкой погонной энергии.

При электродуговой наплавке под действием теплового воздействия в структуре наплавленного металла возникают вакансии. В зоне их формирования происходит нарушение статического равновесия сил межатомного взаимодействия, обуславливающего смещение соседних атомов из их равновесных положений и микроискажение кристаллической решетки [2].

В результате тепловложения в процессе наплавки металл подвергается воздействию термодеформационного цикла, от которого зависит микроискажение кристаллической решетки и микронапряжения. Термодеформационный цикл определяли с помощью тензометра, в качестве которого использовали электронный микрометр, работающий на основе механотрона. Тензометром на базе 0,01 м измеряли наблюдаемые деформации  $\epsilon_n$  и термический цикл нагрева точки, расположенной между охлаждаемыми ножками тензометра. Изменение уровня деформаций в процессе наплавки и термический цикл нагрева точки фиксировали с помощью осциллографа. Собственные деформации основного металла, расположенного на расстоянии  $5 \cdot 10^{-3}$  м от зоны сплавления, определяли дифференциальным способом [6–8]:

$$\epsilon = \epsilon_{упр} + \epsilon_{пл} = \epsilon_n - \epsilon_{св},$$

где  $\epsilon_{упр}$ ,  $\epsilon_{пл}$ ,  $\epsilon_{св}$  — деформации соответственно упругости, пластичности и сварочные.

Наплавку ребра пластины размером  $(30 \times 125 \times 400) \cdot 10^{-3}$  м выполняли с использованием составного электрода [9], состоящего из двух проволок и U-образной ленты, под керами-

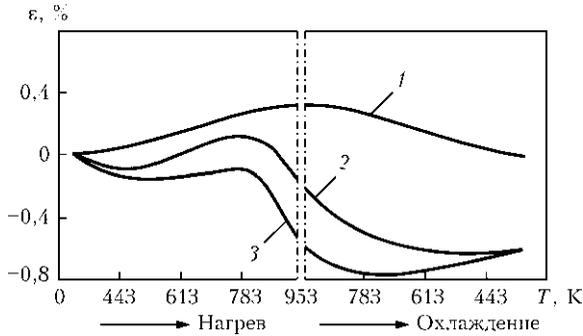


Рис. 1. Кривые термдеформационного цикла ЗТВ, полученные в направлении наплавки с использованием составного электрода ( $q_3/v = 3,6$  МДж/м) на расстоянии  $5 \cdot 10^{-3}$  м от зоны сплавления: 1 — свободные деформации; 2 — наблюдаемые; 3 — собственные

ческим флюсом ЖСН-5, который обеспечивает получение наплавленного металла типа 25Х5ФМС. Появление деформаций фиксировали в направлении наплавки. В результате измерения термдеформационных циклов (рис. 1) установлено, что в процессе наплавки сначала при приближении дуги происходит сжатие металла в зоне замера под действием расширяющегося металла, а когда дуга располагается в плоскости измерения термдеформационного цикла, имеет место расширение металла в зоне и его растяжение. По мере удаления дуги и охлаждения происходит сжатие основного металла. Как при нагреве, так и при охлаждении мгновенные значения  $\epsilon_n$  и  $\epsilon_{св}$  значительно отличаются, что приводит к развитию собственных деформаций  $\epsilon$  и сварочных напряжений.

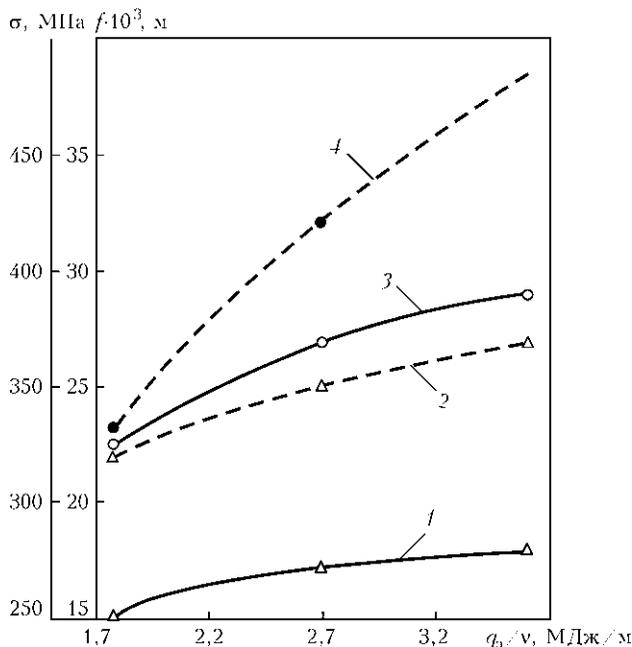


Рис. 2. Зависимость сварочных напряжений  $\sigma$  (3, 4) и деформаций  $f$  (1, 2) в пластинах размером соответственно  $(8 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$  м (штриховые кривые) и  $(30 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$  м (сплошные) от погонной энергии сварки

Для исследования влияния погонной энергии на деформации основного металла осуществляли сварку пластин размером  $(8 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$  м и наплавку на пластины размером  $(30 \times 120 \times 900) \cdot 10^{-3}$  м составным электродом с различной погонной энергией. Установлено, что при повышении скорости сварки и уменьшении погонной энергии вследствие сокращения тепловложения деформации основного металла и сварочные напряжения снижаются (рис. 2).

Зависимость сварочных напряжений от эффективной погонной энергии определяется из выражения [8]:

$$\sigma \geq \mu E \frac{q_3}{vF}, \quad (1)$$

где  $\mu$  — коэффициент Пуассона углеродистой стали;  $E$  — модуль упругости, равный  $19,68 \cdot 10^4$  МПа;  $F$  — поперечное сечение пластины.

Деформация пластин зависит от сварочных напряжений

$$f = 0,613l \sqrt{\frac{\sigma - \sigma_{кр}}{E}}, \quad (2)$$

где  $l$  — длина пластины;  $\sigma_{кр}$  — критическое значение сварочных напряжений, которые сварочных напряжений определяют по формуле

$$\sigma_{кр} = \frac{\pi^2 E}{12} \left( \frac{\delta}{l} \right)^2, \quad (3)$$

где  $\delta$  — толщина пластины. При  $\sigma > \sigma_{кр}$  происходит деформация пластины.

Из приведенных выше выражений следует, что сварочные напряжения зависят от деформации пластины

$$\sigma = \frac{f^2 E}{0,613^2 l^2} + \frac{\pi^2 E}{12} \left( \frac{\delta}{l} \right)^2. \quad (4)$$

С уменьшением погонной энергии при увеличении скорости сварки сварочные напряжения снижаются (рис. 2), что значительно повышает трещиностойкость и ударную вязкость сварных соединений, которая качественно характеризует трещиностойкость и зависит от структуры наплавленного металла.

Влияние формы электрода и погонной энергии на структуру наплавленного металла устанавливали при пятислойной наплавке на пластины размером  $(30 \times 300 \times 400) \cdot 10^{-3}$  м проволокой диаметром  $4 \cdot 10^{-3}$  м, лентой размером  $(0,5 \times 45) \cdot 10^{-3}$  м, которую располагали в продольном и перпендикулярном направлении, и составным электродом. Наплавку выполняли под керамическим флюсом

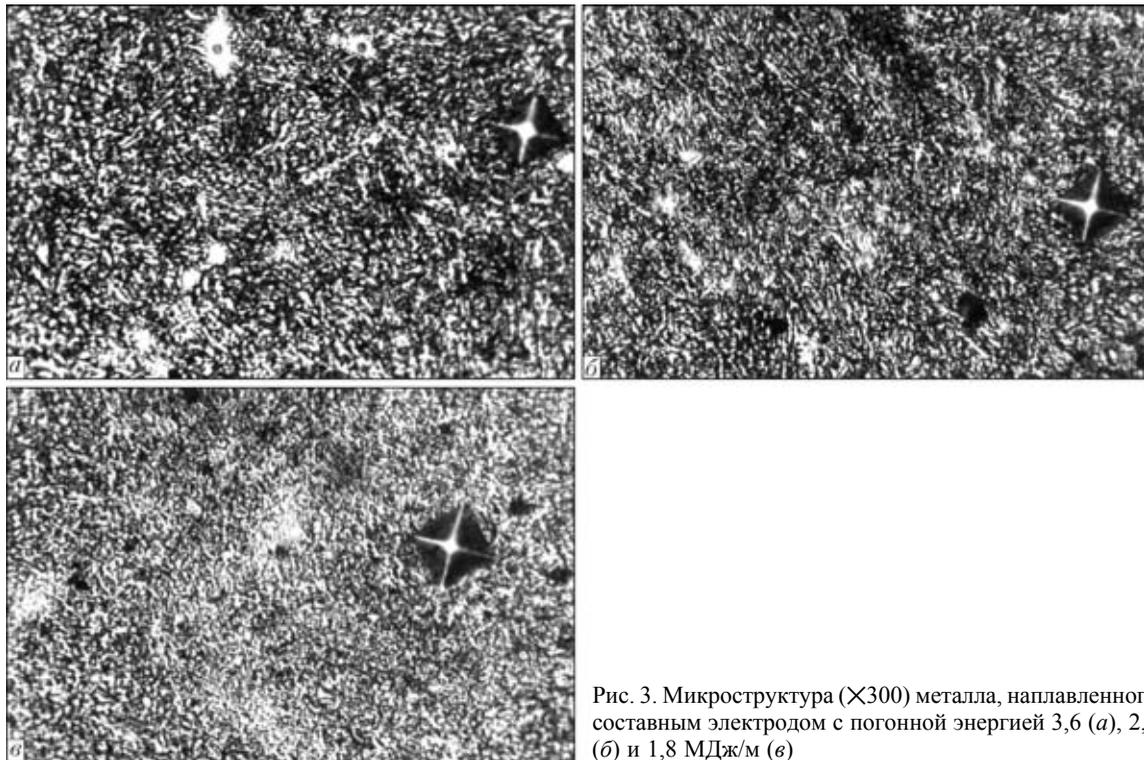


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 300$ ) металла, наплавленного составным электродом с погонной энергией 3,6 (а), 2,7 (б) и 1,8 МДж/м (в)

ЖСН-5 на оптимальных для каждого способа режимах. Наплавку проволочным электродом Св-08Г2С диаметром 4 мм осуществляли на режиме: ток 650...750 А; напряжение на дуге 31...33 В; скорость сварки  $(0,56; 0,83 \text{ и } 1,10) \cdot 10^{-2}$  м/с. Наплавку составным электродом, состоящим из проволок Св-08Г2С диаметром 4 мм и ленты из стали 08кп сечением 0,5445 мм, выполняли на режиме: ток 1950...2050 А, напряжение на дуге 29...31 В; скорость сварки  $(1,4; 2,1 \text{ и } 2,8) \cdot 10^{-2}$  м/с. Погонную энергию для каждого способа сварки изменяли в пределах  $q_3/v = 1,8; 2,7 \text{ и } 3,6$  МДж/м.

Трещиностойкость наплавленного металла в значительной степени определяется сварочными напряжениями в нем, которые при наплавке суммируются. В связи с тем, что наплавку износостойкого слоя осуществляют за пять и более проходов, сварочные напряжения резко возрастают. Вследствие суммирования сварочных напряжений толщина наплавленного слоя ограничивается 25 мм, превышение этого значения вызывает существенное увеличение сварочных напряжений и образование отколов по зоне сплавления с основным металлом, что подтвердилось при наплавке горизонтальных валков стана 1700. Исследования производили при пятислойной наплавке. Свойства металла шва определяли путем изучения его структуры и измерения зоны отпуска и ударной вязкости сварных соединений.

Установлено, что при повышении скорости нагрева и охлаждения структура наплавленного металла измельчается, увеличиваются площадь контакта и межатомные силы связи, возрастает

трещиностойкость. При наплавке лентой, расположенной в продольном направлении, структура наплавленного металла крупнозернистая и неоднородная, в случае расположения ленты перпендикулярно структура измельчается незначительно и остается крупнозернистой. При наплавке проволочным и составным электродом также происходит измельчение структуры наплавленного металла, она становится мелкодисперсной и однородной и представляет собой ферритоцементитную смесь.

Аналогично измельчается структура наплавленного металла и ЗТВ при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии (рис. 3) вследствие повышения скорости нагрева, охлаждения и кристаллизации пропорционально скорости наплавки. Из-за минимальных микроискажений кристаллической решетки, изменений микронапряжений, плотности дислокаций и мелкодисперсной однородной структуры повышается трещиностойкость, соединения, полученные на низкой погонной энергии, отличаются высокими ударной вязкостью и прочностными характеристиками.

Измерения ударной вязкости выполняли на сварных соединениях стали 09Г2С. Стали 9ХФ и 09Г2С имеют различные химический состав и склонность к образованию закалочных структур. Как при наплавке высокоуглеродистых сталей 9ХФ сложно избежать образования трещин, так и при сварке стали 09Г2С трудно обеспечить ударную вязкость, качественно характеризующую трещиностойкость.



При увеличении скорости сварки до 0,021 м/с и снижении погонной энергии до 2,7 МДж/м ударная вязкость сначала резко возрастает, а затем остается практически неизменной (рис. 4). При повышении скорости сварки увеличение ударной вязкости происходит вследствие измельчения структуры наплавленного металла, уменьшения искажений кристаллической решетки, микронапряжений и плотности дислокаций, с которыми связано зарождение трещин [10]. Аналогично ударной вязкости при этом же условии изменяются временное сопротивление, относительные удлинение и сужение. Высокие значения ударной вязкости, относительного удлинения и сужения свидетельствуют о повышенной трещиностойкости наплавленного металла.

Временное сопротивление разрыву при повышении скорости сварки и уменьшении погонной энергии возрастает. Его высокие значения, а также высокие значения ударной вязкости и относительного удлинения достигаются при погонной энергии 2,7 МДж/м и ниже, что подтверждают результаты экспериментов.

Аналогичные данные получены при исследовании влияния формы электрода и погонной энергии на статический излом (рис. 5) на образцах размером  $(957, 5520) \cdot 10^{-3}$  м с V-образным надрезом. Определено, что максимальное значение статической нагрузки обеспечивается при значении погонной энергии 2,7 МДж/м и ниже.

При пятислойной наплавке под керамическим флюсом ЖСН-5 установлено, что с повышением ее скорости вследствие увеличения скорости ох-

лаждения и дисперсности структуры наплавленного металла его микротвердость возрастает. В ЗТВ микротвердость, измеренная микротвердометром ПМТ-3 с автоматическим нагружением, снижается (рис. 6). Размер зоны отпуска зависит от формы электрода. Минимальный ее размер характерен для наплавки лентой, расположенной перпендикулярно, что является следствием минимального тепловложения в боковые кромки ванны. При продольном расположении ленты размер зоны отпуска увеличивается. Применение проволочного и составного электрода (рис. 6) увеличивает размер зоны отпуска в связи с увеличением тепловложения в боковые кромки ванны.

При повышении скорости наплавки в результате снижения погонной энергии размер зоны отпуска уменьшается (рис. 6), что согласуется с имеющимися данными [11]. Уменьшение размера этой зоны повышает стойкость против отслаивания (поскольку в этой зоне могут образовываться холодные трещины), улучшает качество наплавленного металла и снижает удельные нагрузки при прокатке, что повышает износостойкость валков.

При высокоскоростной наплавке в случае снижения погонной энергии уменьшаются глубина проплавления и доля участия основного металла, повышается градиент концентраций углерода и усиливается его диффузия в ЗТВ в металл шва. В результате эквивалент по углероду в ЗТВ составляет менее 0,45 и трещины не образуются.

Несмотря на то, что исследования проводили только для стали 09Г2С, полученные данные подтверждены при наплавке бандажированных опор-

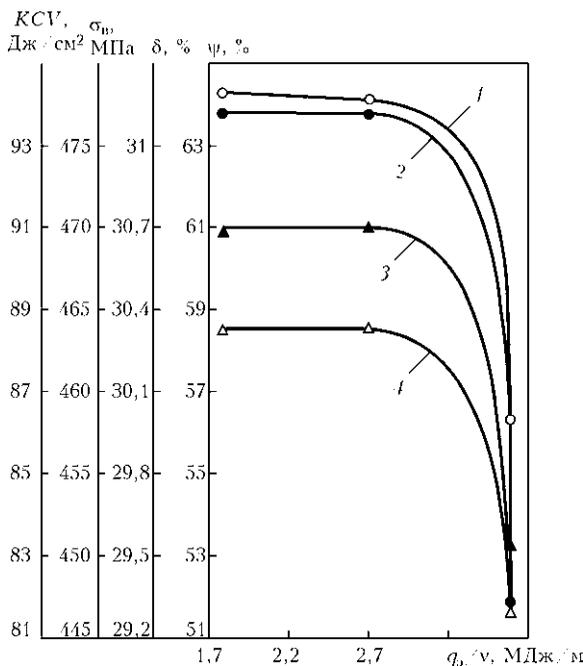


Рис. 4. Механические свойства сварных соединений при односторонней сварке составным электродом: 1 — временное сопротивление  $\sigma_B$ ; 2 — ударная вязкость KCV; 3 — относительное сужение  $\psi$ ; 4 — относительное удлинение  $\delta$

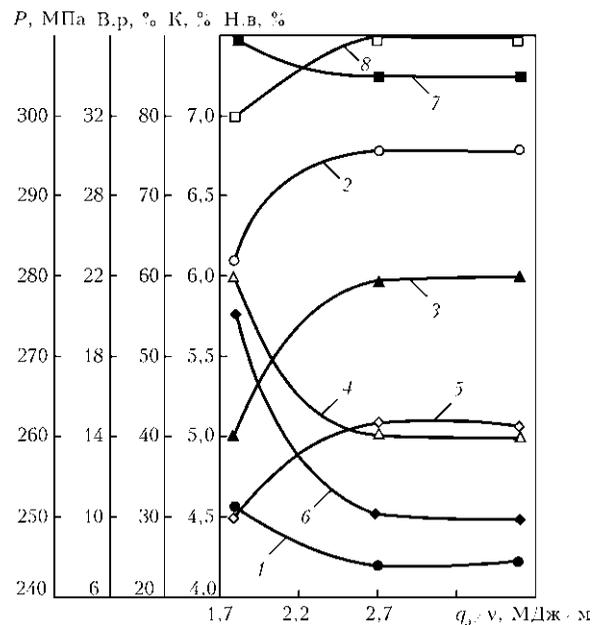


Рис. 5. Влияние формы электрода и погонной энергии на качество сварных соединений, полученных с использованием проволоки (1, 3, 5, 7) и составного электрода (2, 4, 6, 8): 1, 2 — статическая нагрузка P; 3, 4 — неметаллические включения (Н.в.); 5, 6 — вязкое разрушение (В.р.); 7, 8 — квазискор

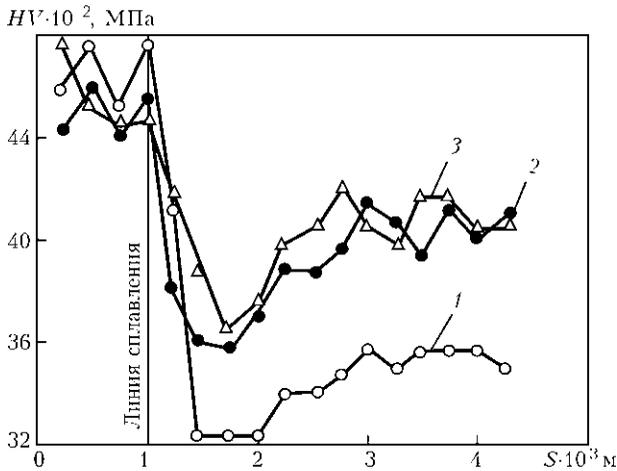


Рис. 6. Влияние погонной энергии на микротвердость  $HV$  наплавленного металла: 1 —  $q_3/v = 3,6$ ; 2 — 2,7; 3 — 1,8 МДж/м;  $S$  — ширина ЗТВ

ных валков из стали 9ХФ, поскольку при высокоскоростной наплавке на низкой погонной энергии значительно снижаются сварочные напряжения, измельчается структура наплавленного металла, повышается пластичность, уменьшаются размер ЗТВ и удельное давление при прокатке металла, что исключает поломку бандажей и повышает трещиностойкость наплавленных бандажированных опорных валков.

Для повышения износостойкости бандажированных опорных валков разработан энергосберегающий способ высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии [12]. Высокоскоростную наплавку бандажированных опорных валков выполняли с предварительным и сопутствующим подогревом до 300...350 °С. Вначале наплавливали буферный слой проволокой Св-08Г2С диаметром 5 мм под флюсом АН-60, а затем — износостойкий слой. Его наплавку осуществляли проволокой Св-08Г2С диаметром 5 мм под керамическим флюсом ЖСН-5 с погонной энергии 1,3 МДж/м на следующем режиме: ток 750...800 А; напря-

жение на дуге 32...34 В; скорость наплавки 75 м/ч. После наплавки осуществляли термическую обработку и замедленное охлаждение.

Разработан энергосберегающий способ высокоскоростной наплавки на низкой погонной энергии, обеспечивающий минимальные сварочные напряжения, формирование мелкодисперсной однородной структуры наплавленного металла и, как следствие, высокую трещиностойкость и износостойкость бандажированных опорных валков.

1. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
2. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металле при сварке. — М.: Metallurgia, 1976. — 600 с.
3. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 228 с.
4. Влияние погонной энергии на образование отколов при наплавке высокоуглеродистой стали аустенитными проволоками / В. К. Каленский, Я. П. Черняк, В. Г. Васильев, Т. Г. Соломийчук // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 11–14.
5. Драгунов В. К., Муравьева Т. П., Родионов Ю. П. Электронно-лучевая сварка разнородных сплавов, применяемых в электромагнитных устройствах // Свароч. пр-во. — 1990. — № 4. — С. 2–4.
6. Окерблом Н. О. Сварочные деформации и напряжения. — М.; Л.: Машгиз, 1948. — 262 с.
7. Николаев Г. А., Куркин С. А., Винокуров В. А. Прочность сварных соединений и деформации конструкций. — М.: Высш. шк., 1982. — 272 с.
8. Винокуров В. А., Григорьянц А. Г. Теория сварочных деформаций и напряжений. — М.: Машиностроение, 1984. — 280 с.
9. А. с. 1407719 СССР, МКИ В 23 К 9/00. Способ дуговой сварки / В. И. Щетинина, В. В. Чигарев, С. В. Щетинин — Оpubл. 07.07.88; Бюл. № 25.
10. Финкель В. М. Физика разрушения. — М.: Metallurgia, 1970. — 376 с.
11. Готальский Ю. Н., Снисарь В. В., Новиков Д. П. Способы сужения мартенситной прослойки в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом // Свароч. пр-во. — 1981. — № 6. — С. 7–9.
12. Пат. 65092 Україна, МКВ В 23 К 9/04. Спосіб відновлення і зміцнення циліндричних деталей / В. С. Бойко, С. В. Щетинін, В. В. Кліманчук. — Оpubл. 15.03.2004; Бюл. № 3.

Regularities of effect of high-speed electric arc hard-facing with a low energy input on welding stresses and crack resistance of deposited metal are established. Method of high-speed deposition of banded support rolls has been developed.

Поступила в редакцию 14.04.2008



## ДУГОВАЯ ТОЧЕЧНАЯ СВАРКА НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ В ВЕРТИКАЛЬНОМ ПОЛОЖЕНИИ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **А. Н. ТИМОШЕНКО**, канд. техн. наук, **П. В. ГОНЧАРОВ**, инж.  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана технология дуговой точечной сварки в вертикальном положении плавящимся электродом тонколистового металла без предварительной пробивки отверстий в наружном привариваемом листе. Регулирование параметров сварочных циклов позволяет обеспечить получение высококачественных точечных соединений.

*Ключевые слова:* сварка в защитных газах, точечные нахлесточные соединения, конструкционные стали, вертикальное положение

Технология дуговой точечной сварки (ДТС) находит применение в вагоно-, самолето-, судо-, автомобилестроении, сельскохозяйственном машиностроении, строительстве при сварке тонколистового металла. Технология ДТС позволяет обеспечить высокие производительность и качество выполняемых работ, экономить временные и материальные ресурсы. Преимуществом процесса является возможность получения качественных нахлесточных соединений при выполнении сварки как по отверстиям, так и без отверстий в свариваемых деталях, угловых и тавровых соединениях [1–7].

В вагоностроении преимущественно используется полуавтоматическая сварка в углекислом газе. Данный способ позволяет выполнять до 80% всех сварных швов, включая и дуговую точечную сварку. При изготовлении вагонов иногда возникает необходимость в осуществлении точечных соединений в вертикальном положении. Для снижения трудоемкости некоторые горизонтальные сварные швы, производимые на вертикальной плоскости, целесообразно выполнять ДТС.

При ДТС металла толщиной более 1,5 мм в вертикальном и потолочном положении рекомендуется делать отверстия в наружном привариваемом листе [1–3]. Учитывая, что ДТС осуществляется полуавтоматом путем включения-выключения подачи сварочной проволоки, качество и стабильность размеров получаемых точечных швов определяются квалификацией сварщика. Кроме того, при выполнении ДТС на вертикальной плоскости необходимо преодолеть затруднения, связанные с удержанием металла расплавленной ванны. Независимо от квалификации сварщика получение качественных швов можно достичь программированием режимов сварки. Су-

ществующие оборудование и технология не всегда обеспечивают достаточную стабильность параметров режима сварки и, как следствие, получение точечных швов заданных размеров в соответствии с ГОСТ 14776–79 [8]. Возможные отклонения могут быть причиной снижения качества соединений. В некоторых сварочных источниках существует возможность программирования продолжительности цикла сварки (скорость подачи сварочной проволоки обычно не программируется).

В работе поставлена задача получения качественных точечных соединений в вертикальном положении листового металла без предварительной пробивки отверстий в наружном привариваемом листе. Решение данной задачи сопряжено с затруднениями, связанными с удержанием расплавленного металла сварочной ванны, а также с обеспечением надежного возбуждения дуги в начальный период.

Для выполнения поставленной задачи разработали опытную установку для ДТС в углекислом газе в вертикальном положении (рис. 1), в состав которой входят: источник сварочного тока ВДУЧ-500, механизм подачи сварочной проволоки ПДГ-500-4, специализированный блок управления, сва-

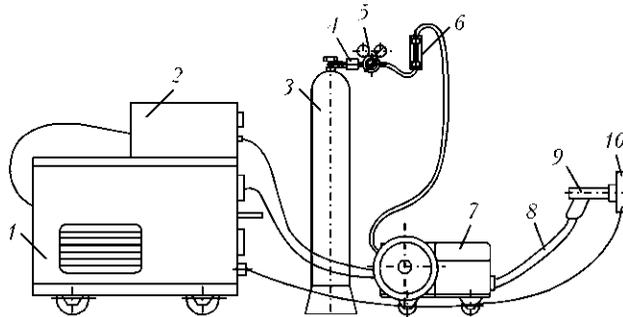


Рис. 1. Схема установки для ДТС в вертикальном положении: 1 — источник сварочного тока; 2 — блок управления ДТС; 3 — баллон с углекислым газом; 4 — предредукторный осушитель; 5 — редуктор; 6 — расходомер газа; 7 — механизм подачи электродной проволоки; 8 — гибкий кабель-шланг; 9 — сварочная горелка; 10 — изделие

ручная горелка со специализированным соплом, а также рычажный прижим, обеспечивающий устранение зазора между привариваемыми деталями.

Отличительной особенностью процесса ДТС является разделение сварочного цикла на этапы, отличающиеся по своему технологическому назначению и параметрам режима сварки [3, 5]. Сварочный цикл без предварительной пробивки отверстий в наружном привариваемом листе осуществляется по следующим этапам:

нагрев поверхности наружной привариваемой детали;

прожог наружной привариваемой и проплавление второй детали. При этом в привариваемой детали образуется отверстие и создается частичное проплавление второй;

заполнение расплавленным электродным металлом образовавшегося отверстия;

заварка кратера в формируемом точечном шве.

ДТС в вертикальном положении на режимах, используемых при выполнении точечных соединений в нижнем положении, не дало положительных результатов. Сварные точки имели ряд существенных дефектов, таких как неполное заполнение сварочной ванны электродным металлом из-за его стекания, образование наплывов вытекшего металла, подрезы (рис. 2).

Повторяемость сварных точек оказалась низкой ввиду существенного влияния следующих факторов:



Рис. 2. Точечное соединение, полученное в вертикальном положении на режимах, используемых при ДТС в нижнем положении

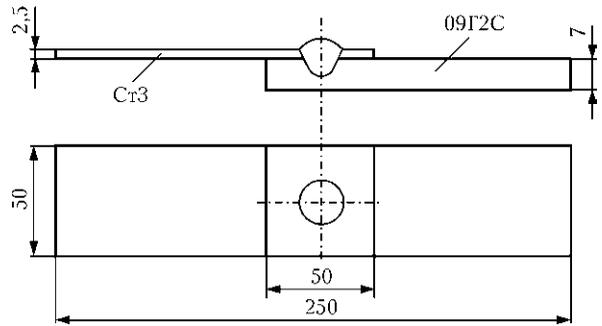


Рис. 3. Схема опытного образца

различных условий возбуждения дуги, обусловленных разным размером капель электродного металла, застывающих на конце сварочной проволоки после каждого сварочного импульса;

большого тепловложения в сварное соединение: расплавленный металл вытекает из сварочной ванны;

влияние зазора между привариваемыми деталями и расхода защитного газа на внешний вид и качество точечного соединения;

формы наконечника сварочной горелки;

стабильности подачи сварочной проволоки: возможность проскальзывания проволоки приводит к неточности дозирования наплавочного металла при формировании сварной точки;

наличия различных загрязнений на поверхности свариваемых деталей.

При отработке технологии ДТС в вертикальном положении точки выполняли на опытных образцах (рис. 3) проволокой сплошного сечения Св-08Г2С диаметром 1,6 мм в защитном газе  $CO_2$ .

Для обеспечения регулирования тепловложения при выполнении точечного сварного соединения в программу изменения параметров режима сварки в нижнем положении введены временные паузы между сварочными импульсами. Программа изменения параметров режима сварки, приведенная на рис. 4, обеспечила порционное внесение

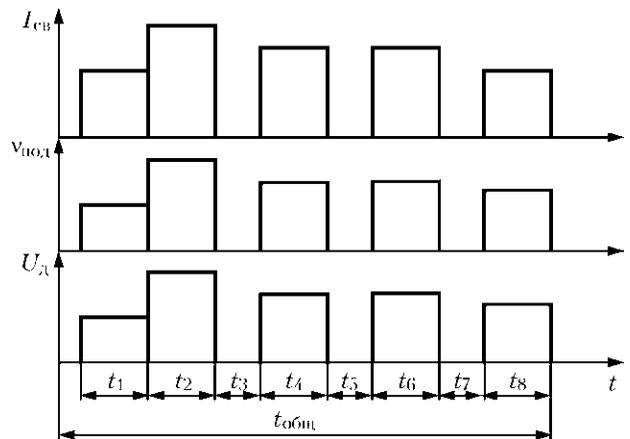


Рис. 4. Программа изменения параметров режима сварки при ДТС в вертикальном положении:  $t_1...t_8$  — длительности импульсов и пауз;  $t_{общ}$  — общее время цикла ДТС



металла в сварочную ванну путем чередования сварочных циклов, а также надежное возбуждение сварочной дуги. Необходимость обеспечения надежного возбуждения дуги объясняется тем, что при сварке плавящимся электродом дуга не всегда начинает гореть с первого касания и это оказывает существенное влияние на выполнение запрограммированного режима сварки точечного шва.

Обеспечение стабильного возбуждения дуги при ДТС достигается снижением скорости подачи сварочной проволоки в начальный момент сварки (период времени  $t_1$ ). При соответствующих скоростях подачи проволоки конец электрода успевает нагреться и расплавиться, увеличивая вероятность возбуждения дуги. При больших скорос-

тях подачи проволоки стабильность возбуждения дуги значительно снижается.

Путем чередования сварочных импульсов и пауз, а также регулирования их длительности обеспечивается порционное тепловложение в сварочную ванну, что позволяет получить оптимальный термический цикл, получение более благоприятной структуры и свойств металла шва. В перерыве между сварочными циклами происходит остывание шва, что предотвращает вытекание расплавленного металла из сварочной ванны и обеспечивает удовлетворительное формирование сварочной точки. При этом задаются длительности импульсов, паузы между импульсами и сварочный ток, что позволяет сформировать окончательный объем сварной точки и ее внешнюю поверхность. Напряженное состояние, как отмечено в работах [4, 7], при циклическом тепловложении в сварное соединение значительно ниже, чем при сварке, выполненной на режиме без пауз между импульсами, или на режиме без импульсов. В зависимости от цикла ДТС, толщины соединяемых деталей и диаметра электродной проволоки параметры режима ДТС могут изменяться в широком диапазоне.

Прожоги первой (привариваемой) детали с образованием отверстия, а также частичное проплавление второй осуществляется за цикл  $t_2$ . В этот период сварка выполняется на повышенных режимах.

Сварочные циклы в период времени  $t_4$  и  $t_6$  обеспечивают заполнение образовавшегося отверстия после сварочного цикла в период времени  $t_2$ , и формирование сварной точки. Первый цикл продолжительностью  $t_4$  осуществляется таким образом, чтобы получить 50...60 % объема наплавленного металла сварной точки. Выполнение второго цикла (продолжительностью  $t_6$ ) позволяет сформировать окончательный объем сварной точки. В периоды времени  $t_3$ ,  $t_5$ ,  $t_7$  (длительность пауз между сварочными циклами) происходит остывание наплавленного металла шва, длительность пауз устанавливается таким образом, чтобы за этот период времени кристаллизовался наплавленный объем металла. Заварка кратера и формирование внешнего вида происходит на последнем сварочном цикле (временной интервал  $t_8$  схемы изменения режима сварки).

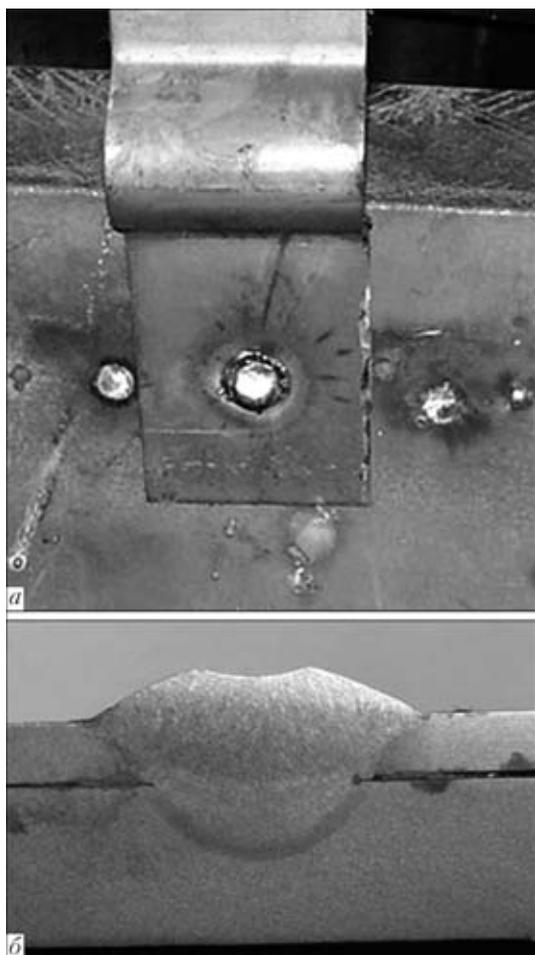


Рис. 5. Внешний вид сварного точечного соединения, полученного ДТС в вертикальном положении (а) и его макрошлиф (б)

#### Режимы дуговой точечной сварки пластин толщиной 2,5+7 мм

Сварочные циклы	$U_{св}$ , В	$I_{св}$ , А	$v_{св}$ , М/ч	$t_{св}$ , с	$t_{пауз}$ , с
$t_1$	26...28	180...2200	100...120	0,4...0,5	—
$t_2$	40...42	450...500	280...300	1...1,3	$t_3 = 1,5...2$
$t_4$	28...30	230...250	140...160	0,8...1,0	$t_5 = 1...1,5$
$t_6$	28...30	230...250	140...160	0,8...1,0	$t_7 = 0,5...1$
$t_8$	24...26	170...190	100...120	0,5	—

Подбор оптимальных режимов ДПС проводили на образцах путем изменения напряжения на дуге, установки оптимальной скорости подачи сварочной проволоки на каждый сварочный цикл, оптимизации длительности каждого сварочного цикла и пауз между ними. Сварочные режимы приведены в таблице.

На качество и размеры точечных швов большое влияние оказывает длительность каждого цикла и стабильность сварочных параметров. Представленные режимы обеспечивают получение высококачественных точечных соединений, что подтверждают и результаты металлографических исследований. Как показано на рис. 5, точечное соединение имеет качественный внешний вид, наплывы вытекшего металла отсутствуют. Макрошлиф подтверждает отсутствие подрезов и дефектов типа пор, трещин и шлаковых включений. Глубина проплавления составила 3,5 мм, диаметр ядра сварной точки — 8 мм.

Как показали результаты исследований, прочность сварной точки зависит от толщины металла и диаметра ядра сварного точечного соединения, а также зазора между свариваемыми деталями. Наличие зазора, превышающего 0,5 мм, может вызвать вытекание расплавленного металла в зазор и, как следствие, привести к получению дефектного соединения. Испытания на срез образцов с диаметром ядра сварной точки 7...9 мм в случаях, когда зазоры между свариваемыми деталями не превышали 0,5 мм, показали, что разрывное усилие составляет  $\frac{19000...32000}{27000}$  Н, что

является достаточным для обеспечения работоспособности точечного соединения.

Таким образом, путем регулирования параметров сварочных циклов при ДТС тонколистового металла в вертикальном положении обеспечивается получение высококачественных точечных соединений, которые могут найти применение при изготовлении каркасных конструкций современных грузовых и пассажирских вагонов.

1. Воронай Н. М. Особенности процессов дуговой точечной сварки в защитных газах (Обзор) // Автомат. сварка. — 2004. — № 7. — С. 28–33.
2. Потаповский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. Ч.1. Сварка в активных газах. — 2-е изд., перераб. — Киев: Экотехнология, 2007. — 192 с.
3. Особенности дуговой точечной сварки плавящимся электродом в углекислом газе / В. И. Терещенко, А. Н. Шаровольский, К. А. Сидоренко и др. // Автомат. сварка. — 1983. — № 9. — С. 51–53.
4. Аснис А. Е., Андрущенко С. В., Юшкевич З. В. Влияние напряженного состояния на коррозионную стойкость соединений, выполненных дуговой точечной сваркой // Там же. — 1986. — № 8. — С. 1–3.
5. Ткаченко А. Н., Воскресенский А. С. Применение дуговой точечной сварки при изготовлении кузовов вагонов // Там же. — 2005. — № 12. — С. 26–28.
6. Сопроотивление коррозионной усталости нахлесточных соединений, выполненных дуговой точечной сваркой / В. С. Татаринцев, В. И. Терещенко, Е. Т. Иорш, Л. Ш. Ольгард // Там же. — 1986. — № 7. — С. 46–48.
7. Крылов С. В., Аснис А. Е. Повышение ударной прочности соединений, выполненных дуговой точечной сваркой // Там же. — 1983. — № 7. — С. 17–18, 34.
8. ГОСТ 14776–79. Дуговая сварка. Соединения сварные точечные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры. — Введ. 01.07.80.

The technology for vertical spot metal-arc welding of sheet metal without preliminary piercing of holes in the external sheet has been developed. Adjustment of parameters of the welding cycles allows producing the high-quality spot joints.

Поступила в редакцию 17.07.2008

## СВАРКА — 2009

**Международная специализированная выставка в рамках международной специализированной выставки**

**МАШИНОСТРОЕНИЕ ♦ СТАНКИ ♦ ИНСТРУМЕНТ**

23–26 июня 2009

ЗАО «Нижегородская ярмарка»  
г. Нижний Новгород

Организатор: ЗАО «Нижегородская ярмарка»

Тел.: (831) 277 54 96, 277 55 89;

Факс: (831) 277 55 86, 277 54 89

E-mail: [kaa@yarmarka.ru](mailto:kaa@yarmarka.ru); <http://www.yarmarka.ru>



## ПОВЫШЕНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ СВАРНЫХ ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ С ПОВЕРХНОСТНЫМИ ТРЕЩИНАМИ

**В. В. КНЫШ**, канд. физ.-мат. наук, **А. З. КУЗЬМЕНКО**, **С. А. СОЛОВЕЙ**, инженеры  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований эффективности применения высокочастотной механической проковки для повышения сопротивления усталости тавровых сварных соединений низколегированных сталей с поверхностными усталостными трещинами. Рассмотрены два подхода к упрочнению тавровых соединений, поврежденных усталостными трещинами.

*Ключевые слова:* сварные конструкции, конструкционные стали, тавровые сварные соединения, циклическая долговечность, высокочастотная механическая проковка, усталостная трещина, упрочняющая технология

На этапе проектирования сварных изделий или конструкций, работающих в условиях переменного нагружения, предусматривается отсутствие в них усталостных повреждений в течение ресурсного срока эксплуатации. Однако практика показала, что в сварных конструкциях различного назначения, отвечающих требованиям норм на их проектирование и изготовление, усталостные трещины начинают появляться даже на ранней стадии работы сооружений или машин [1]. Являясь наиболее опасным видом дефектов, усталостные трещины существенно снижают циклическую долговечность поврежденных элементов и конструкции в целом. Замена поврежденных конструкций новыми требует значительных материальных затрат и времени, поэтому все чаще поврежденные элементы крупногабаритных конструкций вместо замены подвергаются различным ремонтно-восстановительным работам. К широко распространенным видам таких ремонтных работ можно отнести следующие: засверливание отверстий в вершинах трещин с последующей установкой с затяжкой высокопрочных болтов, ремонтную сварку с последующим упрочнением, перераспределение послесварочных напряжений и рабочих нагрузок, наведение вблизи вершин трещин благоприятных остаточных напряжений сжатия и пр. [2, 3]. В основном данные виды работ применяются в крупногабаритных сварных конструкциях, в которых наличие сквозных усталостных трещин длиной 20 мм и более не приводит к существенному снижению несущей способности. В то же время нельзя ограничиваться ремонтно-восстановительными работами только поврежденных частей, так как с большой вероят-

ностью трещины могут появиться в аналогичных узлах и элементах. Поэтому при ремонте сварных изделий и конструкций их наиболее нагруженные бездефектные сварные соединения или соединения, содержащие поверхностные усталостные трещины незначительной глубины, необходимо подвергать упрочнению. Известно, что высокочастотная механическая проковка (ВМП) бездефектных соединений с уровнем накопленных усталостных повреждений 50 % и более, значительно повышает их характеристики сопротивления усталости [4]. Упрочнение другими технологиями поверхностного пластического деформирования (ППД) сварных соединений, содержащих поверхностные полуэллиптические трещины незначительной глубины, вызывает повышение циклической долговечности до 10 раз в зависимости от вида упрочняющей обработки и глубины трещины. Так, в работе [5] отмечается, что обработка дробью образцов сплава Waspaloy с усталостными трещинами длиной 0,67 мм и менее увеличивает долговечность образца в 3 раза, а при обработке трещин длиной свыше 1 мм повышение долговечности не происходит. В работе [6] показано, что проковка пневмомолотом тавровых сварных соединений с усталостными трещинами способствует повышению циклической долговечности в 1...10 раз в зависимости от размеров трещины. Так, при проковке пневмомолотом трещины глубиной 1...1,5 мм циклическая долговечность повышается в 10 раз, при проковке трещины глубиной около 3 мм — в 1...2,5 раза, а при проковке трещины глубиной свыше 5 мм увеличение долговечности не происходит. Такое различие в результатах обусловлено различной глубиной зоны наведения остаточных напряжений сжатия при обработках дробью и пневмомолотом соответственно 0,33 и 2,5 мм. Повышение долговечности наблюдается и при применении упрочняющих обработок к образцам со сквозными усталостными

ми трещинами, их эффективность существенно зависит от толщины металла [7, 8]. Так, в работе [7] результаты исследования циклической трещиностойкости, полученные на компактных образцах толщиной 12,5 мм с начальной трещиной 3 мм, указывают на незначительное увеличение долговечности образца: после применения обработки дробью — в 1,2, а проковкой однобойковым пневмомолотом — в 2 раза. При малых толщинах металла технологии ППД вызывают более существенное повышение циклической долговечности. Так, в работе [8] после обработки дробью компактных образцов толщиной 4,2 мм с начальной трещиной 4 мм отмечается увеличение их долговечности в 2...4 раза в зависимости от расположения зоны проковки относительно вершины трещины. Приведенные выше публикации демонстрируют повышенный интерес к ремонтно-восстановительным работам сварных соединений с поверхностными усталостными трещинами путем упрочнения технологиями ППД.

В литературе отсутствуют экспериментальные данные по повышению циклической долговечности сварных соединений с поверхностными усталостными трещинами технологией ВМП. В то же время в работе [9] отмечается, что после упрочнения технологией ВМП на поверхности основного металла наводятся остаточные напряжения сжатия на глубину до 1,7 мм. Применительно к сварным соединениям (вследствие взаимодействия с остаточными напряжениями растяжения) слой наведенных ВМП сжимающих напряжений уменьшается до глубины порядка 1 мм. Одновременно отмечается увеличение в 2...3 раза порогового коэффициента интенсивности напряжений при обработке ВМП сварных соединений в состоянии после сварки. Все это дает основания предполагать, что ВМП окажется эффективной технологией повышения сопротивления усталости сварных соединений с поверхностными трещинами незначительной глубины.

Цель настоящей работы — определить эффективность применения технологии ВМП для повышения сопротивления усталости тавровых сварных соединений низколегированных сталей с поверхностными усталостными трещинами и установить особенности упрочнения таких соединений.

Экспериментальные исследования проводили на образцах тавровых соединений стали 09Г2С ( $\sigma_T = 370$  МПа,  $\sigma_B = 540$  МПа) и 10ХСНД ( $\sigma_T = 457$  МПа,  $\sigma_B = 565$  МПа). Заготовки под образцы вырезали из листового проката таким образом, чтобы длинная сторона была ориентирована вдоль проката. Поперечные ребра приваривали угловыми швами с двух сторон ручной электродуговой сваркой с полным проваром электродами марки УОНИ-13/55. Форма и геометрические

размеры образца (рис. 1) выбирали, исходя из мощности испытательного оборудования. При упрочнении соединений технологией ВМП поверхностному пластическому деформированию подвергалась узкая зона перехода металла шва к основному металлу. Усталостные испытания образцов проводили на испытательной машине УРС 20 при отнулевом переменном растяжении.

Первоначально устанавливали эффективность применения технологии ВМП для повышения циклической долговечности соединений в зависимости от глубины трещины. Сварной образец стали 10ХСНД испытывали при максимальных напряжениях цикла  $\sigma_{max} = 280$  МПа, а три образца из стали 09Г2С — при  $\sigma_{max} = 180$  МПа. После образования усталостной трещины заданной длины в одной из зон перехода шва на основной металл в образце таврового соединения испытания останавливали и выполняли упрочнение технологией ВМП всех четырех зон (рис. 2). После упрочнения испытания продолжали до полного разрушения образца или наработки им  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии. Определение параметров несквозных поверхностных трещин проводили с помощью фрактурграфического и капиллярного методов контроля. Сочетание обоих методов позволяло определить параметры несквозной усталостной трещины в соединении до его упрочнения по излому образца. В качестве индикаторной жидкости использовали смесь керосина с синтетическим маслом. После упрочнения технологией ВМП введение индикаторной жидкости в полость трещины прекращалось. В первом образце усталостная трещина длиной 5 мм возникла при наработке образцом

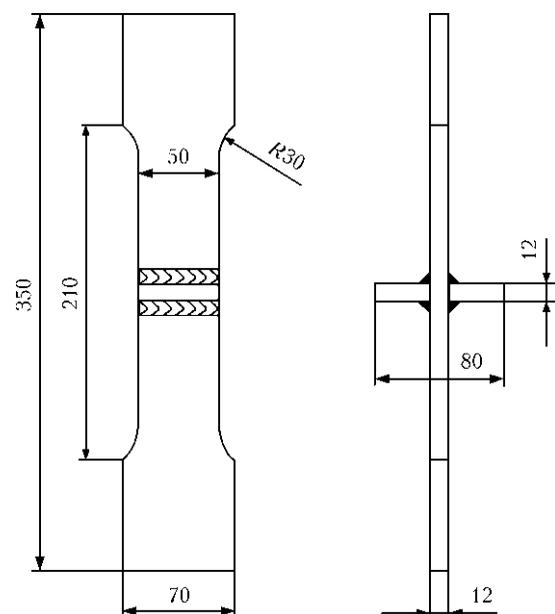


Рис. 1. Схема образца таврового сварного соединения с двумя поперечными ребрами

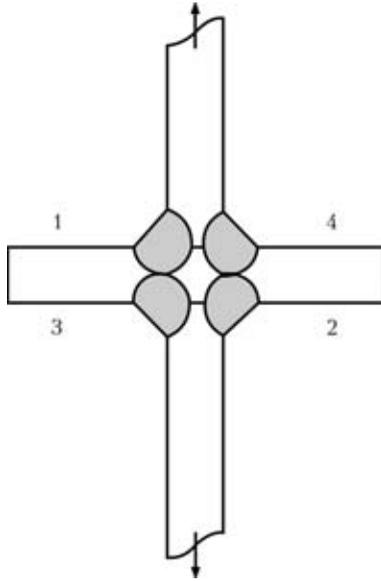


Рис. 2. Схема фрагмента таврового сварного соединения с нумерацией околошовных зон

232800 циклов перемен напряжений. После упрочнения всех четырех околошовных зон новые трещины не зарождались до наработки образцом  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии. Во втором образце усталостная трещина длиной 10 мм возникла в одной из околошовных зон после наработки 344100 циклов перемен напряжений. После упрочнения ВМП усталостные трещины в других зонах сварного соединения не зарождались. В третьем образце тре-

щина длиной около 23 мм образовалась вблизи одного из угловых швов после наработки 428600 циклов перемен напряжений. После упрочнения ВМП разрушение образца произошло по поврежденному сварному шву после наработки 418200 циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии. В сварном соединении из стали 10ХСНД (четвертый образец) усталостная трещина длиной 7 мм образовалась в зоне перехода шва на основной металл после 178400 циклов перемен напряжений. После упрочнения ВМП образование усталостных трещин в других зонах не наблюдалось до наработки  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений. Для измерения глубины трещин в тех образцах, которые не разрушились до наработки ими  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии, лом образцов проводили путем увеличения максимальных напряжений цикла до 320 МПа. На рис. 3 приведены изломы образцов тавровых соединений стали 09Г2С, упрочненные технологией ВМП после образования на поверхности образца трещин разной длины. Фрактографический анализ изломов показал, что соотношение между длиной усталостной трещины на поверхности образца и ее глубиной составляет 5:1. Исходя из полученных результатов в дальнейших исследованиях пластическому деформированию будем подвергать поверхностные усталостные трещины глубиной примерно 1 мм (длина трещины на поверхности 5 мм).

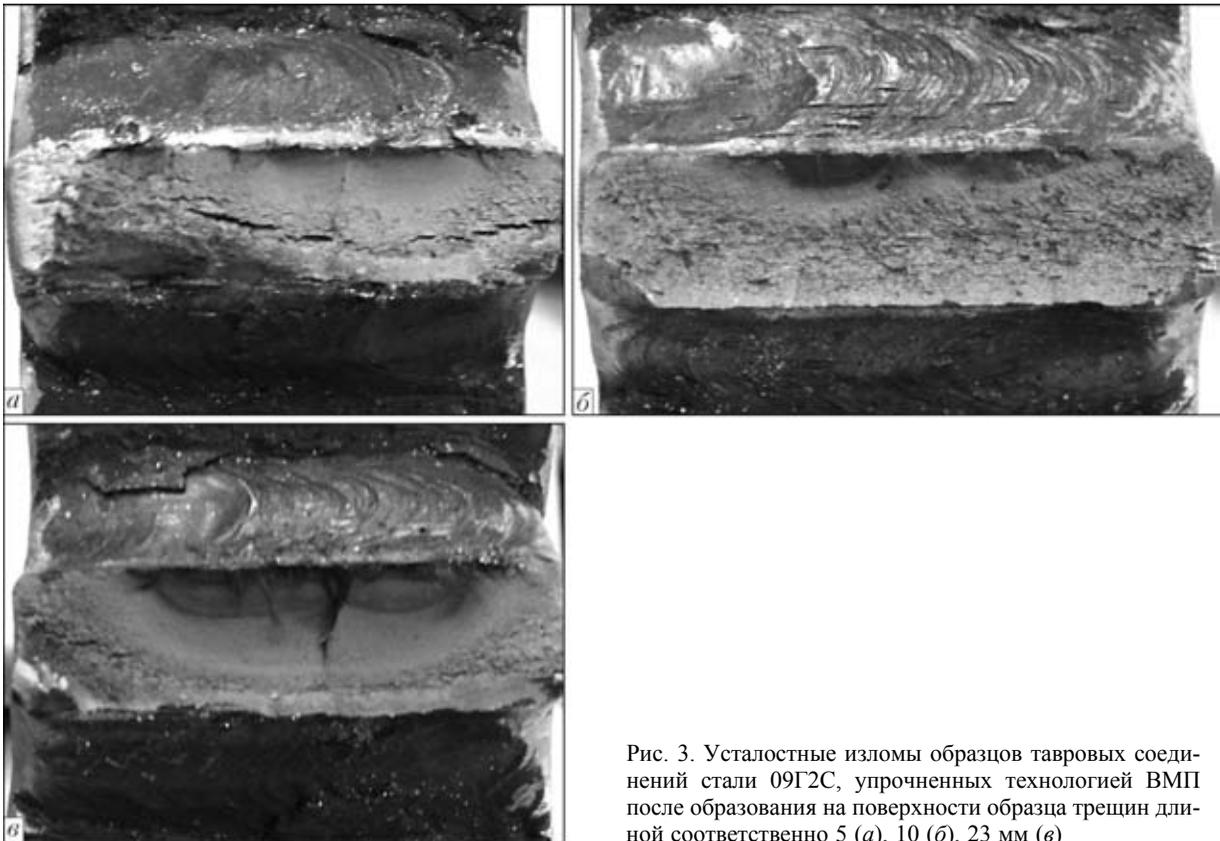


Рис. 3. Усталостные изломы образцов тавровых соединений стали 09Г2С, упрочненных технологией ВМП после образования на поверхности образца трещин длиной соответственно 5 (а), 10 (б), 23 мм (в)

Результаты усталостных испытаний образца таврового сварного соединения стали 09Г2С при блочном нагружении

№ образца	1-е нагружение			2-е нагружение			3-е нагружение		
	$\sigma_{1\max}$ , МПа	$n_1$ , тыс. цикл	$n_1/N_1$ , %	$\sigma_{2\max}$ , МПа	$n_2$ , тыс. цикл	$n_2/N_2$ , %	$\sigma_{3\max}$ , МПа	$n_3$ , тыс. цикл	$n_3/N_3$ , %
1	260	12,7	10,0	240	21,4	10,0	220	35,8	10,0
2	260	12,7	10,0	240	21,4	10,0	220	35,8 <sup>2</sup>	10,0
3	260	12,7	10,0	240	21,4	10,0	220	35,8	10,0
4	260	12,7	10,0	240	21,4	10,0	220	35,8	10,0
5	260	12,7	10,0	240	15,6 <sup>5</sup>	7,3	—	—	—

Окончание таблицы

№ образца	4-е нагружение			5-е нагружение			Особенности испытаний
	$\sigma_{4\max}$ , МПа	$n_4$ , тыс. цикл	$n_4/N_4$ , %	$\sigma_{5\max}$ , МПа	$n_5$ , тыс. цикл	$n_5/N_5$ , %	
1	200	60,0	10,0	180	500,0 <sup>1</sup>	50,0	<sup>1</sup> ВМП зоны 1 (рис. 2) после 118000 циклов
2	200	60,0	10,0	180	500,0	50,0	<sup>2</sup> ВМП зоны 2 (рис. 2) после 13100 циклов
3	200	60,0	10,0	180	500,0	50,0	—
4	200	60,0	10,0	180	500,0 <sup>4</sup>	50,0	<sup>4</sup> Трещина глубиной 1 мм в зоне 3 после 400000 циклов
5	—	—	—	—	—	—	<sup>5</sup> Разрушение образца

Примечание.  $n_i$  — количество циклов наработки неупрочненным образцом при  $i$ -м уровне напряжений;  $N_i$  — количество циклов до разрушения неупрочненного образца при  $i$ -м уровне напряжений.

Для исследования эффективности применения ВМП с целью повышения сопротивления усталости сварных конструкций, элементы которых содержат усталостные трещины глубиной около 1 мм, были проведены усталостные испытания двух тавровых сварных соединений из низколегированной стали по следующей методике. Один образец из стали 10ХСНД в исходном состоянии испытывали при одноосном переменном растяжении с постоянным максимальным напряжением цикла, второй из стали 09Г2С — при блочном нагружении (рис. 4). Образцы испытывали до появления трещины глубиной примерно 1 мм в одной из четырех зон перехода металла углового шва на основной металл (см. рис. 2). После этого зону, поврежденную трещиной, упрочняли по технологии ВМП. Усталостные испытания упрочненного образца продолжали до появления следующей трещины глубиной примерно 1 мм в одной из зон углового шва, неупрочненных ВМП. Поврежденную усталостной трещиной зону также упрочняли по технологии ВМП и усталостные испытания образца продолжали. После аналогичного упрочнения третьей и четвертой поврежденных усталостной трещиной зон упрочненный образец испытывали дальше при неизменном уровне напряжений до разрушения или до наработки  $2 \cdot 10^6$  циклов. Испытанный на усталость по описанной выше методике первый сварной образец стали 10ХСНД при максимальных напряжениях цикла

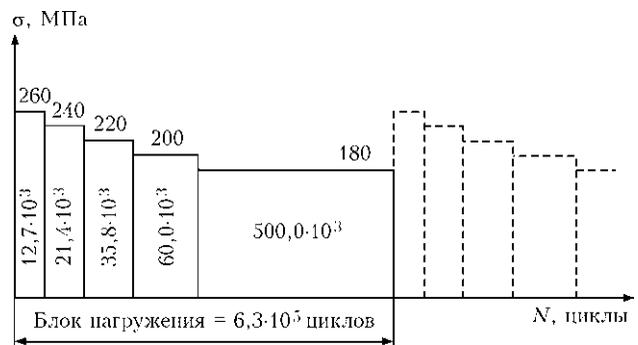


Рис. 4. Схема блочного нагружения таврового сварного образца стали 09Г2С

$\sigma_{\max} = 220$  МПа показал следующее. Первая усталостная трещина появилась в зоне перехода углового шва к основному металлу (см. рис. 2, зона 1) после 267300 циклов перемен напряжений. Как следует из кривой усталости этих образцов, приведенной в работе [10], долговечность образца до образования первой трещины глубиной примерно 1 мм составляет 69 % долговечности образца до полного разрушения. Вторая усталостная трещина образовалась в переходной зоне около противоположного ребра (зона 2) после 587200 циклов перемен напряжений, что составляет 145 % долговечности образца до полного разрушения. Третья трещина появилась после 1318300 циклов перемен напряжений (зона 3), что составляет 330 % долговечности образца до полного разрушения.

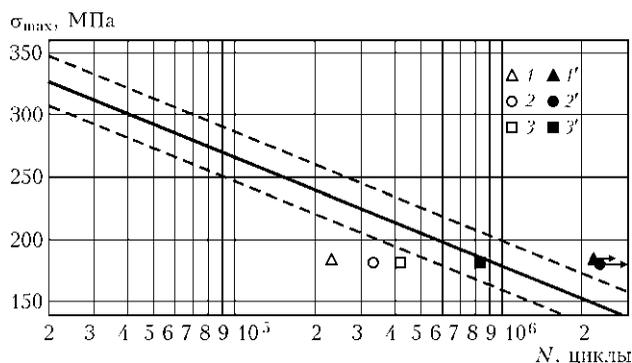


Рис. 5. Кривая усталости тавровых соединений стали 09Г2С в исходном состоянии с 95%-м доверительным интервалом и результаты усталостных испытаний трех образцов: 1–3 — до образования трещины глубиной 1, 2 и 4,5 мм соответственно; 1'–3' — после упрочнения ВМП

шения. После обработки ВМП трех зон перехода угловых швов к основному металлу, где поочередно образовывались усталостные трещины, образование четвертой трещины в неупрочненной ВМП зоне углового шва (см. рис. 2, зона 4) не наблюдалось до наработки образцом общей долговечности 2226100 циклов перемен напряжений. После этого усталостные испытания образца были остановлены. Второй образец испытывали при пятиступенчатом блочном нагружении при начальном уровне напряжений 260 МПа с последующим уменьшением до 180 МПа с шагом 20 МПа. Количество циклов на каждой ступени нагружения указано на схеме, приведенной на рис. 4. После последовательного упрочнения ВМП всех зон, поврежденных усталостными трещинами, испытания продолжали по заданному блочному нагружению до разрушения. Результаты испытаний приведены в таблице. Учитывая, что до появления третьей трещины общая долговечность образца составила примерно  $2,6 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений (350 % долговечности образца в исходном состоянии до полного разрушения), упрочнение технологией ВМП третьей и четвертой зон не проводили. Разрушение образца произошло по неупрочненной зоне после 2723200 циклов перемен напряжений на второй ступени пятого блока нагружения (таблица). Установленные значения циклической долговечности таврового соединения, отвечающие образованию усталостных трещин заданной длины (глубины) в четырех околошовных зонах угловых швов, указывают на существенное различие характеристик сопротивления усталости этих зон.

Как видно из приведенных результатов испытаний тавровых образцов, последовательное упрочнение зон перехода угловых швов на основной металл, поврежденных усталостными трещинами глубиной примерно 1 мм, существенно повышает циклическую долговечность соединений. Однако при выполнении ремонтных работ нецелесообразно

ограничиваться упрочнением только поврежденной усталостной трещиной зоны таврового сварного соединения, так как в дальнейшем трещины будут зарождаться в неупрочненных околошовных зонах соединения в процессе их дальнейшей эксплуатации. Более эффективным является упрочнение всех четырех околошовных зон сварного соединения после образования в одной из них усталостной трещины глубиной около 1 мм. Подтверждением этого служат результаты усталостных испытаний, представленные в начале статьи, для образцов тавровых сварных соединений стали 09Г2С, которые приведены на рис. 5 в виде темных и светлых точек. На рис. 5 также приведена кривая усталости тавровых сварных соединений стали 09Г2С в исходном состоянии с 95%-м доверительным интервалом. Учитывая, что кривая усталости построена по полному разрушению образцов, упрочнение ВМП зоны перехода металла шва на основной металл с усталостной трещиной глубиной 4,5 мм не приводит к повышению циклической долговечности таврового сварного соединения, поскольку долговечность упрочненного образца до его разрушения попадает в 95%-й доверительный интервал кривой усталости неупрочненных образцов в исходном состоянии (рис. 5, точки 3 и 3'). Обработка околошовной зоны на более ранних стадиях развития усталостной трещины (глубина трещины 1 и 2 мм) существенно увеличивает циклическую долговечность сварного соединения (точки 1 и 1', 2 и 2' на рис. 5). Как показано выше, после наработки образцами с усталостными трещинами глубиной 1 и 2 мм  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений в упрочненном состоянии развитие существующих и образование новых трещин не наблюдалось. Эти образцы были разрушены при более высоких уровнях максимальных напряжений цикла, равных 320 МПа после наработки еще 35100 и 37200 циклов перемен напряжений соответственно, что составило около 130 % долговечности сварного образца в исходном состоянии, отвечающей данному уровню нагружения (см. кривую усталости на рис. 5).

Таким образом, упрочнение всех четырех околошовных зон сварного соединения после образования в одной из них усталостной трещины глубиной примерно 1 мм позволяет не только восстановить долговечность поврежденного образца до исходного уровня, но и существенно повысить циклическую долговечность.

## Выводы

1. Установлено существенное различие сопротивления усталости четырех околошовных зон угловых швов тавровых сварных соединений низколегированных сталей. Различия между цик-

лической долговечностью околошовных зон угловых швов этих соединений до образования усталостной трещины глубиной примерно 1 мм может составлять более 9 раз.

2. Последовательное упрочнение технологий ВМП околошовных зон с образовавшимися усталостными трещинами глубиной около 1 мм более чем в 3,5 раза повышает циклическую долговечность таврового сварного соединения при постоянном или блочном нагружении по сравнению с исходным состоянием.

3. При ремонте с целью максимального увеличения циклической долговечности тавровых сварных соединений целесообразно упрочнять технологией ВМП все четыре околошовные зоны таких соединений после образования в одной из них усталостной трещины глубиной около 1 мм. Упрочненные по такой методике три образца с образовавшимися усталостными трещинами после 178400, 232800 и 344100 циклов перемен напряжений не разрушились при наработке  $2 \cdot 10^6$  циклов в упрочненном состоянии.

1. Труфяков В. И. Повышение сопротивления усталости сварных соединений и конструкций // Автомат. сварка. — 1998. — № 11. — С. 11–19.

2. Патон Б. Е. Современные направления повышения прочности и ресурса сварных конструкций // Там же. — 2000. — № 9/10. — С. 3–9.
3. Кныш В. В., Ковальчук В. С. Повышение ресурса металлоконструкций из низколегированных сталей высокочастотной механической проковкой после ремонтной сварки // Там же. — 2007. — № 11. — С. 39–42.
4. Кныш В. В., Кузьменко А. З., Войтенко О. В. Повышение сопротивления усталости сварных соединений высокочастотной механической проковкой // Там же. — 2006. — № 1. — С. 43–47.
5. Improving the fatigue crack resistance of waspaloy by shot peening / A. Turnbull, E. R. De Los Rios, R. B. Tait et al. // Fatigue & Fract. of Eng. Materials and Struct. — 1998. — 21. — P. 1513–1524.
6. Branko C. M., Infante V., Bartista R. Fatigue behaviour of the welded joints with cracks, repaired by hammer peening // Ibid. — 2004. — 27. — P. 785–798.
7. Experimental evaluation of the effect of residual stress field on crack growth behaviour in C(T) specimen / G. H. Farrahi, G. H. Majzoobi, F. Hosseinzadeh, S. M. Harati // Eng. Fract. Mechanics. — 2006. — 73. — P. 1772–1782.
8. Song P. S., Wen C. C. Crack closure and growth behaviour in shot peened fatigue specimen // Ibid. — 1999. — 63. — P. 295–304.
9. Residual stress modification by post-weld treatment and its beneficial effect on fatigue strength of welded structures / C. Xiaohua, J. W. Fisher, H. J. Prask et al. // Intern. J. of Fatigue. — 2003. — 25. — P. 1259–1269.
10. Сопротивление коррозионной усталости сварных соединений, упрочненных высокочастотной механической проковкой / В. В. Кныш, И. И. Вальтерис, А. З. Кузьменко, С. А. Соловей // Автомат. сварка. — 2008. — № 4. — С. 5–8.

Investigation results on the efficiency of using high-frequency mechanical peening (HMP) to increase fatigue resistance of welded T-joints on low-alloy steels containing fatigue cracks on their surface are presented. Two approaches to strengthening of the T-joints damaged with fatigue cracks are considered.

Поступила в редакцию 14.07.2008



## СВАРКА И РЕЗКА

**9-я Международная специализированная выставка оборудования, приборов и инструментов для сварки и резки**

24–27 марта 2009

г. Минск Выставочный комплекс

В рамках выставки будет работать международный специализированный салон

## ЗАЩИТА ОТ КОРРОЗИИ. ПОКРЫТИЯ

Организатор: МинскЭкспо, тел./факс: +37517 226 98 58 (83)  
E-mail: e\_fedorova@solo.by



## ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ОБЪЕКТОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, Ю. А. ХОХЛОВА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена методика оценки механических свойств образцов малого размера, основанная на определении микротвердости по глубине внедрения индентора Берковича при непрерывном вдавливании. Проведена оценка технических возможностей данной методики для определения свойств неразъемного соединения интерметаллида  $\gamma$ -TiAl при диффузионной сварке. Получены статистические данные о локальном распределении микротвердости, определены значения твердости по Берковичу, модуля Юнга и коэффициента пластичности структурных составляющих в зоне диффузионного соединения.

*Ключевые слова:* диффузионная сварка, сплав  $\gamma$ -TiAl, алюминид титана, фольга, сварное соединение, механические испытания, индентор Берковича, микротвердость, модуль Юнга, коэффициент пластичности

Развитие новых способов сварки перспективных материалов требует новых подходов к оценке их механических свойств. Полученные сварные соединения характеризуются малыми размерами и многообразием структурных составляющих. Испытания таких объектов на прочность обычными разрушающими методами весьма проблематичны, что сопряжено с влиянием дополнительных внутренних напряжений, возникающих при изготовлении изделий, что снижает точность результатов исследования. В связи с этим предлагается методика оценки механических свойств диффузионных соединений, основанная на определении микротвердости по глубине внедрения индентора Берковича при непрерывном вдавливании [1–5]. Указанная методика применима для неразрушающего контроля изделий и позволяет изучать локальные изменения свойств материалов, включая градиент микротвердости в зонах термического влияния сварных соединений.

Для определения механических свойств диффузионных соединений на микроструктурном уровне использовали трехгранный индентор Берковича [6]. Он представляет собой алмазную пирамиду с основанием в виде равностороннего треугольника; ребра пирамиды образуют с осью угол  $76^{\circ}54'$ , а грани — угол  $65^{\circ}$ . Преимуществом индентора такой формы является его остроконечность, т. е. отсутствие гребня на вершине, неизбежного для пирамид Виккерса и Кнупа. Наличие такого гребня приводит к нарушению геометрического подобия отпечатков и в свою очередь — к от-

клонению микротвердости от действительных ее значений в области микроотпечатков. Основными преимуществами трехгранной пирамиды являются простота его изготовления и остроконечность, позволяющая измерять микротвердость таких твердых тел, как алмазы. При этом отпечатки могут иметь минимальные размеры. Индентор Берковича стандартизирован (ISO 14577-2) как инструмент для микро- и наноиндентирования. По данным работы [7], тестирование микротвердости таким индентором является наиболее применяемым аналитическим методом контроля механических свойств современных материалов с тонкими структурами. Точность цифровой техники позволяет осуществлять исследование механических свойств микро неоднородностей структуры материала. Во время испытаний регистрируется зависимость глубины внедрения индентора от нагрузки на него как при ее росте, так и при снижении. Это позволяет получить значения «невосстановленной» твердости, что исключает влияние упругого восстановления материала на фактическое значение микротвердости [8, 9].

В работе проведена оценка технических возможностей индентирования для определения микромеханических свойств диффузионных соединений  $\gamma$ -

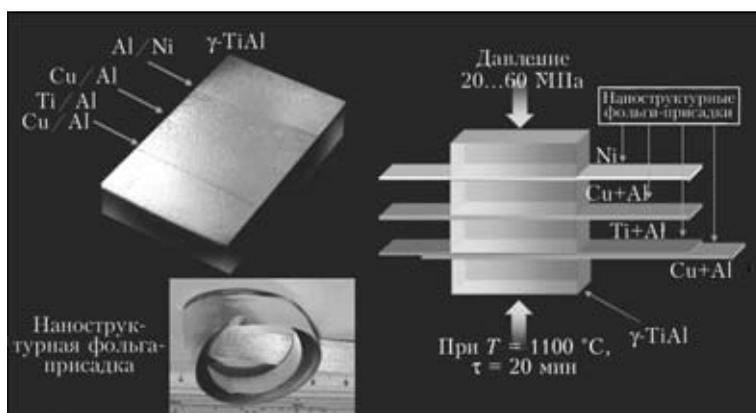


Рис. 1. Макет диффузионного сварного соединения интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl

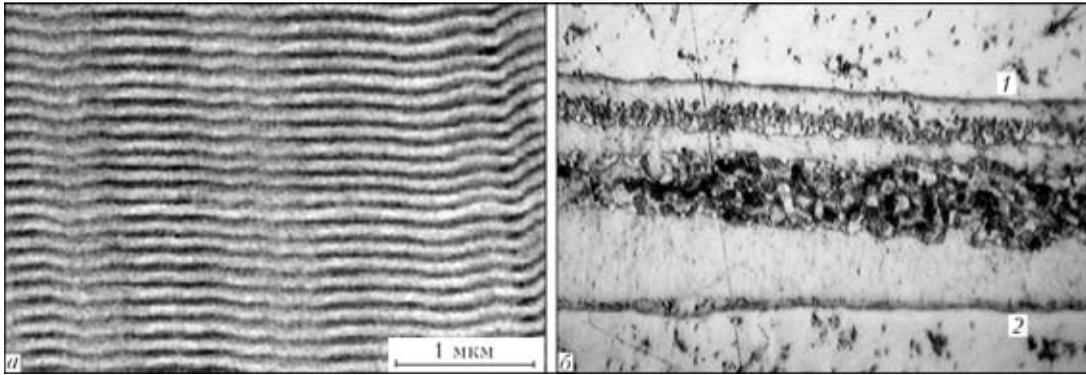


Рис. 2. Слоистая структура присадочной наноструктурной фольги (растровая электронная микроскопия) (а) и микрофотография (б,  $\times 600$ ) прослоек Ti/Al (верхний крупнозернистый слой 1) и Cu/Al (нижний слой 2) в диффузионном сварном соединении

TiAl, полученных с применением наноструктурных метастабильных присадочных фольг (рис. 1).  $\gamma$ -TiAl — жаропрочный материал (ГЦТ решетка сохраняется при 1440 °С) с высоким уровнем сопротивления окислению и горению при температуре до 900 °С, с низкой плотностью (3,8...4,0 г/см<sup>3</sup>) и повышенным модулем упругости (160...175 ГПа при комнатной температуре и 150 ГПа при 900...1000 °С) является новым перспективным материалом для производства авиакосмической техники и альтернативой титановым и никелевым суперсплавам. Однако его промышленное использование сдерживается по причине его хрупкости, низкой пластичности и большого сопротивления деформированию.

Используемые в соединении присадочные фольги Cu/Al, Ni, Ti/Al являются многослойными метастабильными наноструктурами [10], состоящими из чередующихся нанослоев различных материалов, толщина слоев составляет менее 100 нм, их количество — несколько тысяч (рис. 2). Благодаря возможности плотного сопряжения слоев из различных материалов такие наноламинаты являются уникальными материалами, сочетающими качество как слоистых систем, так и специфические свойства нанообъектов. Такие многослойные метастабильные структуры состоят из компонентов, которые могут вступать в экзотермическое взаимодействие между собой [11]. При определенных температурных условиях в такой системе инициируется процесс самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). В результате этого исходная слоистая структура исчезает, уступая место фазам новых химических соединений, образованных вследствие взаимодействия продуктов синтеза.

Многослойные метастабильные материалы отличаются рядом преимуществ: монолитностью исходной структуры и отсутствием пор в про-

дуктах реакции; высокой однородностью состава продукта реакции; малой толщиной исходных слоев, что позволяет реализовать процессы СВС с очень высокой скоростью; отсутствием между слоями оксидных пленок и хорошим контактом между слоями. Перечисленные выше особенности делают перспективным их применение в технологии соединения материалов в твердой фазе, основанной на СВС.

Объектом исследования является четырехслойное сварное соединение сплава  $\gamma$ -TiAl (толщина листов 4 мм), полученное диффузионной сваркой (ДСВ) в течение 20 мин при 600 °С с применением наноструктурированных метастабильных присадочных фольг Cu/Al, Ni/Al и двойной присадки Cu/Al+Ti/Al. Толщина внутренних слоев фольги Ti/Al для титана равна 23 нм, для алюминия — 24 нм. Толщина присадочных фольг в соединениях в среднем составляет от 0,015 до 0,050 мм.

В исследованиях используется прибор «Микрон-гамма» (рис. 4), предназначенный для определения механических свойств материалов методами непрерывного вдавливания индентора, сканирования индентором (склерометрия), металлографии и топографии [12].

Компьютеризированная микронзондовая система прибора (рис. 3) включает индентор Берковича, шток с датчиком регистрации глубины вне-

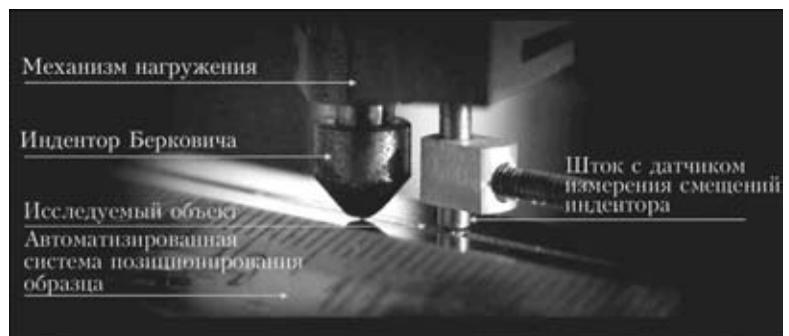


Рис. 3. Компьютеризированная система с индентором Берковича для испытания механических свойств диффузионных сварных соединений



Рис. 4. Прибор «Микрон-гамма»

рения индентора, механизм нагружения с широким диапазоном нагрузок, видеокамеру с разрешающей способностью 5 Мпс и микроскоп (с увеличением 200...1200), автоматизированную систему позиционирования образца с программой цифровой навигации по исследуемому объекту, позволяющую произвести прицельный укол индентором в выбранный микрообъект структуры. Для уменьшения вибрации прибор установлен на виброизолирующей подставке. Перемещение индентора, замеренное с точностью 1 нм, позволяет проводить испытания при нагрузке от 0,1 до 500 г и небольшой глубине отпечатков. Полученная диаграмма нагружение–разгружение состоит из 2000

точек (рис. 5, а). Обработка результатов индентирования осуществляется специализированной программой, которая позволяет автоматически определять значения твердости и модуля Юнга при регистрации перемещения вершины индентора.

В данном испытании твердость определяли по максимальной глубине внедрения индентора при нагрузке 20 г. Каждая серия уколов состояла из 16 последовательных внедрений индентора с шагом 20 мкм. Скорость нагружения составляла 2 г/с без выдержки. Испытания проводили по схеме: нагружение/разгружение без выдержки. Расчетные данные сведены в электронную таблицу.

При металлографическом анализе соединения с наноструктурной прослойкой системы Cu/Al обнаруживается частичная, а отдельных местах и полная диффузия прослойки в основной материал (рис. 5, б). Максимальное значение микротвердости для этого соединения составило 1,2 ГПа при модуле упругости Юнга  $E = 86,9$  ГПа и коэффициенте пластичности  $k_{\text{пласт}} = 0,755$ , а минимальное — 0,536 ГПа при  $E = 61,6$  ГПа и  $k_{\text{пласт}} = 0,853$ . При металлографическом анализе соединения с наноструктурной прослойкой Ni/Al видимой диффузии не обнаружено (рис. 5, в). Заметна четко выделенная рекристаллизационная зона на границе основного материала и прослойки с повышенными значениями микротвердости. Максимальное значение микротвердости этой зоны

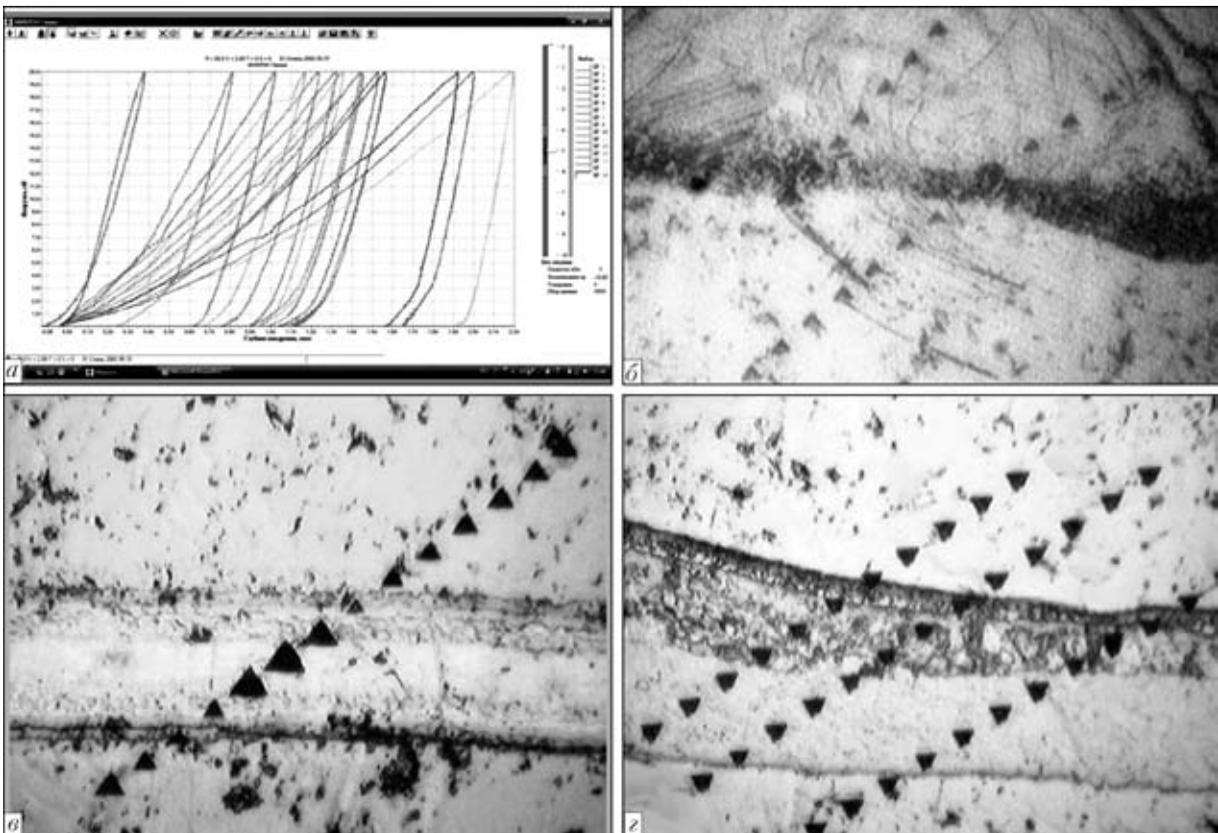


Рис. 5. Диаграмма нагружение–разгружение при индентировании соединения с прослойкой Ni/Al (а) и микрофотографии (X600) наноструктурных прослоек Cu/Al (б), Ni/Al (в) и Cu/Al с Ti/Al (з) с отпечатками (▼) индентора

составляет 1,905 ГПа при  $E = 121,9$  ГПа и  $k_{\text{пласт}} = 0,705$ , а минимальное значение микротвердости — 0,432 ГПа зафиксировано в центральной части прослойки при  $E = 89,8$  ГПа и  $k_{\text{пласт}} = 0,938$ . При металлографическом анализе соединения с двумя наноструктурными прослойками систем Cu/Al и Ti/Al заметна незначительная диффузия прослойки Cu/Al с образованием крупнозернистой интерметаллидной прослойки темного цвета и формирование однородного шва из прослойки Ti/Al (рис. 5, з). Градиент изменения микротвердости и модуля упругости для этих прослоек незначительный. Среднее значение микротвердости прослойки системы Ti/Al составило 1,972 ГПа при усредненном  $E = 159,8$  ГПа и  $k_{\text{пласт}} = 0,781$ , а прослойки системы Cu/Al — 1,180 ГПа при  $E = 120,3$  ГПа и  $k_{\text{пласт}} = 0,823$ .

Таким образом, получены статистические данные локального распределения микротвердости в зоне термического воздействия сварного диффузионного соединения сплава  $\gamma$ -TiAl. Точность цифровой видеонавигации и прицельного укола индентором позволила выявить и проиндентировать микронеоднородности структуры в виде отдельных выделений интерметаллидов в прослойке, а также зоны с различными значениями микротвердости. Нежелательное изменение микротвердости необходимо рассматривать и учитывать в комплексе с изменениями модуля упругости Юнга и коэффициента пластичности.

Suggested is the procedure for evaluation of micromechanical properties of small-size specimens, based on determination of microhardness in depth of penetration of the Berkovich indenter in a case of continuous indentation. Technical capabilities of this method have been assessed by evaluating properties of the  $\gamma$ -TiAl joints made by diffusion bonding. Statistical data on local distribution of microhardness have been generated, and values of Berkovich hardness, Young modulus and ductility coefficient of structural components within the zone of the diffusion bond have been determined.

Поступила в редакцию 01.04.2008

## ПРИМЕНЕНИЕ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ И ГНУТЫХ ПРОФИЛЕЙ В УНИКАЛЬНЫХ СООРУЖЕНИЯХ И МАССОВОМ СТРОИТЕЛЬСТВЕ

12 марта 2009

г. Москва, Россия

Приглашаем Вас принять участие в Международной научно-практической конференции, которая пройдет в Международном выставочном центре «Крокус Экспо» в рамках выставки METALBUILD 2009.

**Организатор конференции:** ЦНИИПСК им. Мельникова, выставочный оператор М-ЭКСПО

**Спикер конференции:** Эдуард Айрумян, главный специалист ЗАО «ЦНИИПСК им. Мельникова»

### Основные темы

- Расчет конструкций и проектирование
- Гнутые и гнуто-сварные профили
- Изготовление, монтаж и возведение металлических конструкций
- Современные технологии изготовления и монтажа
- Защита от коррозий и огнестойкость конструкций

**Контакты:** +7 (495) 956 4822; +7 (903) 203 4176; [www.metal-build.ru](http://www.metal-build.ru)



УДК 621.791:754

## НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ КОМБИНИРОВАННЫХ И ГИБРИДНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ СВАРКИ И НАПЛАВКИ

А. П. ЛИТВИНОВ, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, Мариуполь)

Рассмотрена история разработок технологий, основанных на взаимном одновременном действии двух источников тепловой энергии. Предложено различать комбинированные и гибридные процессы. При комбинированных процессах действуют несколько одинаковых или однотипных источников, при гибридных процессах используется совмещение различных по физическим характеристикам источников, позволяющих достигать новые технологические свойства процесса.

*Ключевые слова:* сварка плавлением, наплавка, дуговая сварка, плазменная сварка, лазерная сварка, комбинированная сварка, гибридная сварка, история техники

Каждый из способов сварки имеет как определенные преимущества, так и недостатки. Создание комбинированных и гибридных технологий сопровождается совмещением технологических и других преимуществ отдельных способов сварки и сведение к минимуму недостатков. Основными задачами, стоящими перед сварочным производством, являются: повышение скорости сварки, снижение энерго- и материалоемкости, управление формой шва и повышение качества соединения. При сварке плавлением на протяжении многих лет успешно решается задача расширения диапазона толщин соединяемых деталей, а при наплавке — задача минимального проплавления, уменьшения зоны сплавления между деталью и наплавляемым слоем (валиком). Эффективно эти задачи могут решаться путем разделения тепловложения, нагрева и расплавления между двумя (и более) источниками энергии, одновременно «действующими» в общей зоне сварки/наплавки. При этом каждый из источников выполняет незначительно или принципиально различающиеся функции. Следует отметить, что в публикациях иногда такие способы называют «комбинированными» или «гибридными», полагая, что для этих названий обобщающим признаком является новый технологический эффект. Для того чтобы найти различия, необходимо рассмотреть историю создания технологий сварки и наплавки с применением нескольких источников энергии.

Согласно работе [1] сварочными гибридными процессами называют комбинацию двух (или более) обычных (стандартных) процессов, в результате чего появляются эффекты, которые каждый из процессов отдельно создать не может. По-

явление первой гибридной технологии Р. В. Месслер относит к 1972 г. и начинает со способа, разработанного В. Г. Эссером и А. С. Лифкеном в лаборатории фирмы «Филлипс» (Нидерланды) [2]. В Украине название этого вида сварки (наплавки) — «плазма-МИГ» уже утверждено в Государственном стандарте на терминологию [3].

Определение «гибридная сварка» до сегодня официально не утверждено. Понятие «гибрид» (происходящее от лат. *Hibreda* — помесь) с начала XVIII в. относили к биологии, к скрещиванию животных или сортов растений [4]. В XX в. гибридными начали называть объединенные процессы, установки, системы и приборы с различными свойствами, характеристиками, в результате которого достигается новый технический эффект (например, гибридные вычислительные системы, интегральные схемы, соединения радиоволноводной системы). К гибридным сварочным процессам Р. В. Месслер относит и действие на общую сварочную ванну двух лазерных лучей, идущих последовательно по оси соединения или по сторонам от оси. В этом случае основанием для квалификации «гибридного процесса» он считает эффект улучшения формирования, а не различие технических характеристик компонентов. Предложенное им определение нельзя считать достаточно четким, поскольку в таком случае к гибридным следует отнести двух- и трехдуговые способы сварки под флюсом, позволившие решить проблему формирования шва при увеличении скорости в десятки раз и, тем самым, отодвинуть дату появления гибридных технологий на два десятка лет [5].

При многодуговой сварке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона, каждый из последовательно расположенных источников нагрева выполняет определенную задачу: первый — подготавливает (например, проплавляет кромки), второй — заполняет пространство между кромками (ванну), третий — окончательно формирует шов [6].

За рубежом в 1980-х годах разработаны технологии сварки под флюсом пятью электродами одновременно. Наибольшее применение в промышленности нашли многоэлектродные системы с параллельными электродами, система «постоянный ток — постоянный ток», «постоянный ток — переменный ток», «переменный ток — переменный ток» и система из трех источников переменного тока [7]. Однако эти технологии нельзя назвать гибридными — это комбинированные процессы однородных источников.

Впервые «гибридным» процессом назвали способ сварки совмещенными между собой лазерным лучом и дугой (дуговой плазмой) [8]. Некоторое время только этот процесс считался единственным «гибридным», пока Р. В. Месслер не отнес к гибридным и плазма-МИГ процесс [1]. Принципиальные схемы обоих способов сходны — при плазма-МИГ внутри кольцевой дуги (плазмы) также существует еще один источник нагрева — дуга, горящая с плавящегося электрода. Причем эти совмещенные источники отличаются друг от друга физическими процессами и технологическими свойствами [9].

Следует отметить, что еще раньше, чем был создан способ плазма-МИГ, были разработаны и другие способы сварки двумя разнородными источниками нагрева.

Целью настоящего исследования является уточнение классификации и диапазона комбинированных и гибридных процессов с учетом хронологии их создания. При этом, как и в уже стандартизированной терминологии [3], за основу определения процессов необходимо брать физическую сущность источников энергии (однородных или различных по своей природе), их действие на изделие и взаимодействие между собой, в результате чего и возникает новый эффект. Комбинированными процессами предлагается считать процессы сварки и наплавки, основанные на взаимодействии одинаковых по своей физической природе и технологическим свойствам источников нагрева. Гибридные процессы являются сочетанием двух (а возможно и большего количества) разнородных (с точки зрения физических явлений) источников нагрева, вследствие чего возникает новый технологический эффект.

Ретроспективный анализ показывает, что оба вида процессов появились почти одновременно. В конце 1880-х годов Н. Н. Бенардос предложил комбинированную технологию сварки двумя дугами. Первая гибридная технология заключалась в том, что вокруг дуги, горящей с угольного электрода, горело газовое пламя [10]. Для этой технологии Н. Н. Бенардос спроектировал специальную горелку. Сочетание подогревающего пламени и расплавляющего действия дуги расширило технологические возможности процесса как при

сварке, так и при наплавке. В те же годы Э. Томсон для повышения производительности стыковой контактной сварки применил сопутствующий искровой и дуговой подогрев [11].

Еще один способ Н. Н. Бенардоса — сварка, пайка и наплавка дугами, горящими совместно с плавящимся и неплавящимся электродом, хотя и не подпадает под определение «гибридного», но также решает задачу предварительного подогрева, как и его дугогазовый процесс. В 1930 г. Г. Мюнтер разработал способ, объединивший ацетилено-кислородную сварку с дуговой сваркой плавящимся электродом — способ «аркоген». При этом газовое пламя давало около 60 % теплоты, дуга переменного тока — 40 %. Сила тока была в 2-3 раза меньше, чем при сварке открытой дугой металла такой же толщины, однако напряжение достигало 100 В. Это объясняется тем, что поток газов вызывал усиленную ионизацию столба дуги. Техника такой сварки была сложной, так как сварщик должен был вручную выполнять оба процесса. Способ не составил конкуренции распространенным в то время более простым способам с одним источником нагрева [12].

Приверженцем гибридных процессов был В. П. Никитин. Он отмечал: «В процессе развития сварки плавлением до последних лет неизменной оставалась ее принципиальная сущность: для двух различных тепловых операций (оплавление основного металла и расплавление присадочного) используется единый источник теплоты. Обусловленная этим принципом жесткая, слабо регулируемая связь между тепловой подготовкой основного и присадочного металлов приводит во многих случаях к снижению производительности и качества сварки, ограничивающим ее применение. При однодуговой сварке основой повышения производительности является увеличение мощности дуги. Производительность сварки мощной дугой определяется, главным образом, эффективностью проплавления основного металла, ибо доля электродного металла в шве составляет 20...25 %. Глубокое проплавление затрудняет достижение удовлетворительного качества сварки стали с медью, латуной, бронзой и другими сплавами. Антикоррозионные и антифрикционные свойства сплавов при этом в некоторых случаях ухудшаются. Указанное ограничение в полной мере относится также к наплавке быстрорежущей стали и твердых сплавов на углеродистую сталь при больших мощностях дуги и жесткой связи между тепловой подготовкой основного и присадочного металлов. Концентрация легирующих элементов, обуславливающих свойства наплавленного слоя, уменьшается вследствие перемешивания с основным металлом: состав металла шва в таких случаях отличается от заданного и регулирование его вызывает трудности. Все современные скорост-



ные способы плавки с жесткой связью вообще нерациональны в применении к наплавочным работам. Необходимо развитие самих способов сварки в их энергетической основе» [13, с. 234]. В 1941 г. В. П. Никитин предложил способ раздельного управления тепловложением — совмещение нагрева и плавления дугой с подачей в зону сварки предварительно расплавленного (и перегретого) в печи металла из отдельного тигля. Слаботочный дуговой разряд в этом гибридном процессе был необходим для подготовки поверхности (для катодной очистки и подплавления), поэтому качество наплавки было высоким. Несмотря на высокую производительность аппарата, совместившего дуговую горелку с электротиглем, из-за сложности его применяли ограниченно [14].

Способ дуговой сварки плавлением в среде защитных газов с подачей присадочного металла на кромки свариваемых деталей через полый электрод соосно с дугой в зону ее горения отличается тем, что с целью повышения производительности процесса и расширения диапазона толщин свариваемых деталей присадочный металл через полый электрод подают в зону горения дуги в жидком состоянии, расплавляя его пропуская через высокочастотный индуктор [15]. К идее раздельного формирования ванны (проплавления и заполнения) вернулись в ИЭС им. Е. О. Патона в начале 1960-х годов при разработке технологий плазменно-дуговой сварки. Основным технологическим свойством процесса считали сквозное проплавление. Сварочная ванна с отверстием (процесс получил название «key hole» — эффект) позволяла плазменно-газовому потоку выходить внизу соединения [16]. Однако усиление плазменно-газового напора в целях повышения скорости сварки и увеличения глубины проплавления приводит к ухудшению формирования, появлению подрезов и даже разрезков. Для достижения удовлетворительного формирования шва в ИЭС им. Е. О. Патона предложено заполнять сварочную ванну присадочным металлом, расплавленным в высокочастотном индукторе. Скорость сварки удалось повысить в 4-5 раз. Плазмотрон и индуктор были смонтированы в одной сварочной головке на тележке, тем не менее управлять таким процессом было сложно — значительно различались принципы работы оборудования.

Для решения этой проблемы при высокоскоростной плазменной сварке в конце 1960-х годов было предложено заполнять ванну электродным металлом, расплавленным импульсной дугой с плавящегося электрода. При этом дуга пересекается с плазменно-газовым потоком. При короткой дуге часть проволочного электрода получает дополнительное тепло [17]. В конце 1960-х годов для реализации этого способа требовалось два разных источника тока с единым аппаратом управления, схема которого строилась на электромаг-

нитных реле и была сложной и инерционной. При сварке плазмотроном с циркониевым электродом, запрессованным в медную обойму, в качестве плазмообразующего газа можно было использовать углекислый газ, что позволяет соединять за один проход стальные листы сравнительно большой толщины. Этот процесс (который можно отнести к гибридным) оказался устойчивым при токе плавящегося электрода всего 20...40 А, глубина проплавления при наплавке составила менее 1 мм [18]. К совершенствованию данного процесса и разработке конкретных технологий, основанных на совместном действии в зоне сварки сжатой дуги неплавящегося и плавящегося электрода, в ИЭС им. Е. О. Патона вернулись в 1990-х годах [19]. Исследование процесса, совмещающего плазменную дугу, горящую с неплавящегося электрода, и дугу плавящегося электрода, подаваемого к той же сварочной ванне, проводили на образцах алюминиевых сплавов толщиной 8 мм. В последующие годы поиск рациональных схем построения процессов сварки плавящимся и неплавящимся электродами, точечной плазменно-дуговой сварки продолжался, разрабатывалось также оборудование для их реализации.

Из всех способов сварки ТИГ гелиево-дуговая сварка неплавящимся электродом (ГДС) отличается наибольшей проплавающей способностью. Для решения проблемы удовлетворительного формирования швов при сварке протяженных швов с изменяющимся зазором разработана технология сварки с сочетанием источников нагрева — ГДС и сварка плавящимся электродом в аргоне [20]. При автоматической сварке стыковых соединений со сквозным проплавлением на весу удаётся оперативно и гибко корректировать параметры режима, обеспечив хорошее качество металла шва при минимальном разупрочнении специальных алюминиевых сплавов.

К началу XXI в. наиболее производительными вариантами дуговой сварки плавящимся электродом в активных газах считались комбинированные способы — с использованием двух последовательно расположенных электродных проволок (тандемной сварки) и ленточного электрода с применением струйной или вращающейся дуги, предпочтительно с импульсным режимом сварки [21].

Технологии на основе плазма-МИГ процесса (за рубежом известен как «Филипс-процесс») применяли для изготовления уникальных конструкций, в том числе ядерных реакторов [22]. В конце 1990-х годов сварку и наплавку плазма-МИГ исследовали в ИЭС им. Е. О. Патона и Приазовском техническом университете. Установлено, что ток протекает не только по электродной проволоке, но и через плазму цилиндрической дуги, окружающей проволоку. Раздельный нагрев поверхности и плавление электрода показали хорошие



результаты при наплавке с порошковой проволокой [23–25]. Наличие плазмы, окружающей плавящийся электрод и дугу, существенно расширяет диапазон токов в электродной проволоке, в котором процесс горения дуги устойчив, увеличивается производительность плавления и уменьшается критический ток перехода к струйному и струйно-вращательному переносу электродного металла [26].

Во Франции разработана технология сварки нержавеющей стали совместным применением плазменной дуги и дуги, горящей с неплавящегося электрода, что обеспечило получение качественного шва при повышенной скорости сварки [27]. Подобная гибридная схема совмещения процессов плазменно-дугового и дугового с плавящимся электродом в одной горелке применена в ИЭС им. Е. О. Патона для точечной сварки [28].

К гибридным процессам можно отнести двухстороннюю сварку встречными источниками нагрева — плазменной (сжатой) дугой и дугой с плавящегося электрода; плазменными дугами и т. п. Этот вид сварки впервые был предложен в ИЭС им. Е. О. Патона в 1966 г. для сварки вертикальных швов [29] и введен в Государственный стандарт Украины под названием «сварка биполярной дугой» [3]. В Департаменте металлургии и материалов College of Science and Technology (Лондон, Великобритания) разработана технология сварки лазером и дугой, размещенными по такой же схеме [30]. В США также была разработана технология сварки в аргоне неплавящимися электродами высокопрочных алюминиевых сплавов двумя противоположно направленными горелками [31]. В конце XX в. «гибридными» начали называть лазерно-дуговые способы сварки и резки. В. Ю. Хаскин отмечает: «Обычно различают гибридный и комбинированный процессы. Первый предполагает подачу сфокусированного лазерного излучения и электрической дуги в одну точку общей ванны, второй характеризуется общим термическим циклом, хотя тепловые источники действуют на изделие в различных геометрических точках» [32, с. 18].

Классифицировать способы, основанные на «общем термическом цикле» при применении двух и более источников энергии, некорректно, поскольку термический цикл не определен в пространстве и времени. Лазерно-дуговые процессы сварки [33–41] отличаются особенностью, которую нельзя объяснить простой суперпозицией свойств используемых источников тепла, взятых по отдельности, — увеличивается коэффициент использования энергии как лазерного, так и дугового источников тепла. Более эффективно использовать в таком гибридном процессе сжатую (плазменную) дугу, совмещая ее с лазерным лучом под углом друг к другу или располагая коаксиально. В ИЭС им. Е. О. Патона на протяжении

последнего десятилетия предложено несколько схем гибридных процессов. Под руководством Б. Е. Патона интенсивно исследуются характеристики и технологические возможности различных сочетаний лазерных, дуговых и других источников плавления, в частности, изучены особенности тепловых процессов, КПД, температурные поля, даны рекомендации по выбору защитных газов и др. [39, 41].

Новым этапом в развитии гибридных плазменно-дуговых технологий сварки явилась разработка «гибра-процесса», основанного на использовании трех и более источников нагрева, имеющих различное физическое происхождение и назначение [42]. К ним относится плазменно-дуговой процесс сварки, предусматривающий применение двух горелок ТИГ с вольфрамовыми электродами и расположенного между ними плазмотрона. Возможны различные варианты воздействия источников на изделие. В Германии фирма «Мюнхенгладбах» для высокоскоростной сварки применила комбинацию трех процессов сварки ТИГ и плазменно-дугового процесса. В одной горелке сконструированы все электроды, сопло плазмотрона с электромагнитной и газовой стабилизацией, сопло защитного газа. Управление процессами синхронизировано. В одной из последних работ [1], посвященных развитию сварки двумя и более различными источниками энергии, отмечается, что это направление является наиболее перспективным. Перспективными являются также гибридные процессы, основанные на совместном действии процессов сварки плавлением и давлением. К одной из основных проблем относят сложность устройств для реализации процессов. Чаще всего оборудование для гибридных способов представляет собой сумму основных узлов каждого из источников нагрева и отдельных или совмещенных источников питания с электронным управлением параметрами режимов.

В последнее десятилетие из многочисленных разновидностей гибридной сварки наиболее интенсивно развивались лазерно-дуговые и лазерно-плазменные процессы сварки. На основании экспериментальных исследований в ИЭС им. Е. О. Патона И. В. Кривцуном создана теория физических явлений, которые происходят при взаимодействии сфокусированного лазерного пучка с плазмой электрической дуги. Установлено, что в этой системе возможно возникновение особого типа газового разряда, свойства которого отличаются как от свойств обычной дуги, так и от свойств оптического луча. Разработаны математические модели такого разряда в лазерно-дуговых плазмотронах. Внедрение показало определенные преимущества [43–45].

1. *Messler R. V.* What's next for hybrid welding? // *Welding J.* — 2004. — № 3. — P. 30–34.
2. *Essers W. G.* Plasma-MIG lassen van aluminium // *Lastechnik.* — 1980. — № 8. — S. 187–193.
3. *Зварювання та споріднені процеси.* Терміни та визначення. — К.: Держстандарт, 1999. — 53 с.
4. *Проخورов А. М.* Гибрид // БСЭ. — 3-е изд. — 1971. — Т. 6. — С. 453.
5. *Патон Б. Е.* Достижения и задачи в области сварки под флюсом // *Автомат. сварка.* — 1952. — № 5. — С. 18–29.
6. *О выборе* схемы производства сварных прямошовных труб большого диаметра / Б. Е. Патон, С. Л. Мандельберг, Р. И. Лашкевич, В. П. Марков // *Там же.* — 1960. — № 7. — С. 3–14.
7. *Uttrachi G. D.* Multiple electrode systems for submerged arc welding. — Pt 1 // *Can. Weld. and Fabr.* — 1983. — № 8.
8. *Walduck R. P., Biffin J.* Plasma arc augmented laser welding // *Weld. and Metal Fabr.* — 1994. — № 4. — P. 172–176.
9. *Plasma-MIG.* En ny interessant svetsmetod // *Verkstadsinformation.* — 1972. — № 12. — P. 365–367.
10. *Бенардос Н. Н.* Научно-технические изобретения и проекты. — Киев: Наук. думка, 1982. — 239 с.
11. *Thomson E.* Electric welding // *J. Franklin Inst.* — 1887. — **123**, № 737. — P. 245–247.
12. *Munter H.* Der Einfluss von Schweiss und Schutzgas flammen auf die Vorgänge im Schweißlichtbogen // *Elektroschweißung.* — 1933. — № 7. — S. 80–84.
13. *Никитин В. П.* Изыскания новых способов повышения производительности и качества сварки, основанных на принципе раздельного регулирования // *Проблемы дуговой и контактной электросварки.* — Киев: Машгиз, 1956. — С. 234–235.
14. *Никитин В. П.* Метод сварки металлов с раздельными процессами плавления // *Докл. АН СССР.* — 1947. — **LVI**, № 5. — С. 45–57.
15. *А. с. 501850 СССР, В 23 К 9/16.* Способ дуговой сварки плавлением в среде защитных газов / В. К. Лебедев, Д. А. Дудко, Н. Ф. Медведенко, А. Н. Корниенко, А. С. Мостовой. — Заявл. 14.08.72. — Оpubл. 05.02.70, Бюл. № 5.
16. *Дудко Д. А., Лакиза С. П.* О новых возможностях сварки высокотемпературной дугой, сжатой газовым потоком // *Автомат. сварка.* — 1960. — № 11. — С. 38–46.
17. *А. с. 294422 СССР, МКИ В 23 К 17/00.* Способ плазменно-дуговой сварки / Д. А. Дудко, А. Н. Корниенко, Э. М. Эсбиян. — 1970. — Бюл. № 15.
18. *Вайнбойм Д. И., Брехун Н. Н., Ратманова Ж. В.* Автоматическая тонкослойная наплавка стали комбинированным способом (неплавящимся и плавящимся электродом) в углекислом газе // *Свароч. пр-во.* — 1976. — № 8.
19. *Каика В. И., Рабкин Д. М.* Комбинированный процесс аргоно-дуговой сварки алюминия неплавящимся и плавящимся электродами // *Автомат. сварка.* — 1984. — № 5. — С. 72–73.
20. *Особенности* технологии сварки крупногабаритных конструкций из термоупрочненного алюминиевого сплава 1201 // В. М. Петрованов, В. И. Бобринский, Ф. Э. Тэнэбаум и др. // Сб. докл. Всесоюз. конф. «Актуальные проблемы сварки цветных металлов». — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 85–89.
21. *Miklos E.* Aktuelle Prozessvarianten des MAS-HL-schweisens // *Aachen Shaker.* — 2001. — № 1. — S. 389–405.
22. *Areskonq M., Smarst E.* Application of the gas-metal — plasma-arc process for weld cladding in nuclear — manufacturing // *Weld. and Metal Fabr.* — 1976. — № 4. — P. 274.
23. *Макаренко Н. А.* Плазменная наплавка с аксиальной подачей порошковой проволоки // *Автомат. сварка.* — 1998. — № 12. — С. 52–53.
24. *Корниенко А. Н., Макаренко Н. А., Грановский А. В.* Исследование стабилизирующих свойств шихты порошковой проволоки галогенного типа для плазма-МИГ процессов // *Тр. Международ. конф. «Сварочные материалы».* — 18–28 июня 2001, Орел. — С. 74–75.
25. *Пат. 48383 В23 К 9/16 Украина.* Установка для плазменного зварювання і наплавлення / В. В. Чигарьов, О. М. Корниенко, Н. О. Макаренко та ін. — Заявл. 28.05.01; Оpubл. 15.08.02. — Бюл. № 8.
26. *Боженко Б. Л., Ронский В. Л.* Технология плазменно-дуговой сварки плавящимся электродом в аргоне // *Свароч. пр-во.* — 1984. — № 6. — С. 17–18.
27. *En visite a la soudure autogene francaise* // *Souder.* — 1984. — № 3. — S. 76–78.
28. *Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Мищенко В. А.* Комбинированный процесс точечной плазменно-дуговой сварки // *Сварщик.* — 2004. — № 4. — С. 26–27.
29. *А. с. 237568 СССР, МКИ В23К 35/02.* Способ плазменной сварки и резки металлов / Д. А. Дудко, А. Н. Корниенко, Ф. М. Виноградский. — Заявл. 17.06.67. — Оpubл. 19.04.68, Бюл. № 8.
30. *Steen W. M., Eboo M.* Arc augmented laser welding // *Metal Construction.* — 1979. — № 7. — P. 332–335.
31. *Zhang Y. M., Zhang S. B.* Welding aluminium alloy 6061 with the opposing dual-torch GTAW process // *Welding J.* — 1999. — № 6. — P. 202–206.
32. *Хаскин В. Ю.* Комбинированные лазерно-дуговые процессы // *Сварщик.* — 2003. — № 3. — С. 18–19.
33. *Пат. 1547172 Великобритания, МКИ В 23 К 26/00.* Methods and apparatus for cutting, welding, drilling and surface treating / W. M. Steen. — Оpubл. 06.06.79.
34. *Diebold T. P., Albright C. E.* «Laser-GTA» welding of aluminum alloy 5052 // *Welding J.* — 1984. — **63**, № 6. — P. 18–24.
35. *Особенности* нагрева металла при лазерно-дуговой сварке / С. Г. Горный, В. А. Лопота, В. Д. Редозубов и др. // *Автомат. сварка.* — 1989. — № 1. — С. 73–74.
36. *Walduck R. P., Biffin J.* Plasma arc augmented laser welding // *Weld. and Metal Fabr.* — 1994. — **62**, № 4. — P. 172–176.
37. *Патон Б. Е.* Совершенствование способов сварки — один из путей повышения качества и экономичности сварных конструкций // *Автомат. сварка.* — 1995. — № 11. — С. 3–11.
38. *Кривцун И. В., Чиженко М. И.* Основы расчета лазерно-дуговых плазмотронов // *Там же.* — 1997. — № 1. — С. 16–23.
39. *Гибридная* лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин / Б. Е. Патон, В. С. Гвоздецкий, И. В. Кривцун и др. // *Там же.* — 2002. — № 3. — С. 5–9.
40. *Гибридная* лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов / И. В. Кривцун, В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин и др. // *Там же.* — 2007. — № 5. — С. 49–53.
41. *Патон Б. Е.* Современные направления исследований и разработок в области сварки и прочности конструкций // *Там же.* — 2003. — № 10/11. — С. 7–13.
42. *Технологии* сварки и соединений в XXI веке // *J. (Jap.) Weld. Soc.* — 2001. — **70**, № 3. — P. 6–11.
43. *Гвоздецкий В. С., Кривцун И. В., Чиженко М. И.* Взаимодействие лазерного пучка с плазмой электрической дуги // *Материалы VIII Всесоюз. конф. по физике низкотемпературной плазмы.* — Минск, 1991. — Ч. III. — С. 31–32.
44. *Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Хаскин В. Ю.* Выбор защитного газа для гибридного процесса лазерно-дуговой сварки // *Сварщик.* — 2006. — № 4. — С. 20–22.
45. *Гибридная* лазерно-плазменная сварка алюминиевых сплавов / И. В. Кривцун, В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин и др. // *Автомат. сварка.* — 2007. — № 5. — С. 49–53.

The history of development of the technologies based on the interrelated simultaneous action of two heat energy sources is considered. It is suggested that the combined and hybrid processes should be discriminated. The combined processes are characterised by operation of several identical sources, whereas with the hybrid processes a combination of the sources differing in their physical characteristics results in a process with new operational properties.



УДК 621.793.74

## УТОЧНЕННАЯ МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ ДУГИ В ПЛАЗМОТРОНЕ С ВНЕШНЕЙ ТОКОВЕДУЩЕЙ ПРОВОЛОКОЙ

**М. Ю. ХАРЛАМОВ**, канд. техн. наук (Восточноукр. нац. ун-т им. В. Даля, г. Луганск), чл.-кор. НАН Украины **И. В. КРИВЦУН**, **В. Н. КОРЖИК**, **С. В. ПЕТРОВ**, доктора техн. наук, **А. И. ДЕМЬЯНОВ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Уточнена математическая модель электромагнитных процессов применительно к дуге в плазмотроне с проволокой-анодом. Проведен сравнительный численный анализ электрических, тепловых и газодинамических характеристик дуговой плазмы при использовании приближения пограничного слоя и уточненной модели электромагнитных процессов. Показано существенное влияние метода описания указанных процессов на расчетные распределения характеристик дуговой плазмы, генерируемой плазмотроном.

*Ключевые слова:* плазмотрон с проволокой-анодом, электрическая дуга, математическая модель, характеристики плазменного потока

В работе [1] предложена математическая модель для описания турбулентного течения электродуговой плазмы, создаваемой плазмотроном с внешней токоведущей проволокой-анодом. В рамках используемого там приближения пограничного слоя сделано допущение о малости радиальной компоненты  $j_r$  плотности электрического тока в дуге по сравнению с аксиальной  $j_z$  ( $j_r \ll j_z$ ). Такой подход не позволяет вполне адекватно описывать электромагнитные характеристики дуги, горящей в рассматриваемом плазмотроне, поскольку в прикатодной области, на выходе из плазмоформирующего канала и в области анодной привязки дуги наблюдаются достаточно высокие значения  $j_r$ , соизмеримые с  $j_z$ . В связи с этим используется в [1] модель электромагнитных процессов требует уточнения, что и является целью данного краткого сообщения.

Схема исследуемой электрической дуги постоянного тока представлена на рис. 1. Она горит в потоке плазмообразующего газа (аргона), формируемом каналом плазмотрона радиусом  $R_c$ , длиной  $Z_1$ , между тугоплавким (из вольфрама) катодом и плавящейся проволокой-анодом, расположенной за срезом сопла на расстоянии  $Z_2$  от рабочего конца катода. Открытый участок дугового разряда может обдуваться потоком холодного газа (аргоном, воздухом), подаваемого через кольцевой канал, расположенный под углом  $\alpha$  к оси плазмотрона и имеющий внутренний  $R_1$  и наружный  $R_2$  радиусы. Расчетная область ограничивалась границами в радиальном  $R$  и аксиальном  $L$  направлениях.

Газодинамические и тепловые характеристики дуговой плазмы, генерируемой таким устройством, описываются системой магнитогазодинамических (МГД) уравнений в приближении турбулентного пограничного слоя [1]. Для более корректного описания электромагнитных характеристик дуги (не делая допущения о малости радиальной компоненты плотности электрического тока по сравнению с аксиальной) используем уравнение для напряженности магнитного поля тока дуги [2]

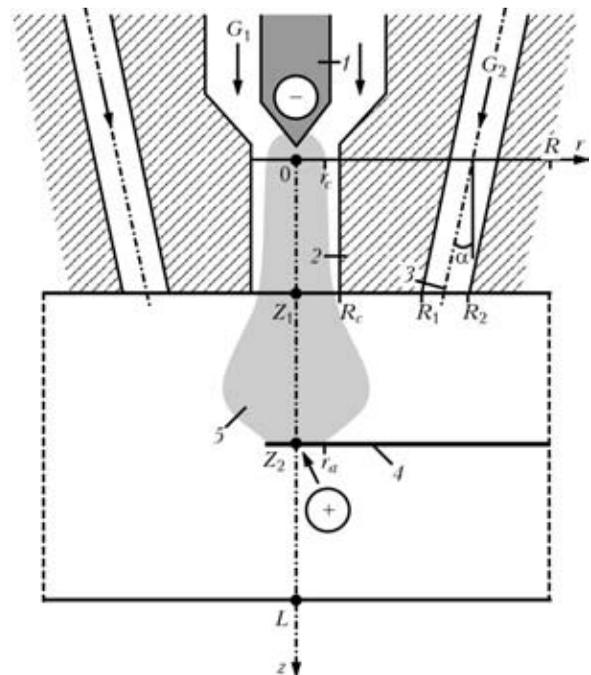


Рис. 1. Схема электрической дуги в плазмотроне с внешней проволокой-анодом: 1 — тугоплавкий катод; 2 — плазмоформирующее сопло; 3 — канал для подачи газа; 4 — проволока-анод; 5 — столб дуги



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

где  $\sigma[T(r, z)]$  — удельная электропроводность плазмы, зависящая от температуры;  $H_\varphi(r, z)$  — азимутальная составляющая напряженности магнитного поля, связанная с компонентами плотности электрического тока следующими уравнениями [2]:

$$j_z = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (rH_\varphi); \quad j_r = -\frac{\partial H_\varphi}{\partial z}. \quad (2)$$

Уравнения (1) и (2) дополняются условием сохранения полного тока

$$I = 2\pi \int_0^{R_\sigma(z)} j_z r dr, \quad (3)$$

где  $I$  — ток дуги;  $R_\sigma(z)$  — радиус токопроводящей области. Учитывая, что за пределами этой области проводимость дуговой плазмы практически равна нулю, в качестве верхнего предела интегрирования в формуле (3) можно использовать радиус расчетной области, т. е. положить  $R_\sigma(z) = R_c$  при  $z \leq Z_1$  и  $R_\sigma(z) = R$  при  $z > Z_1$  (см. рис. 1). Следует отметить, что, поскольку в данной модели во внимание принимаются как аксиальная, так и радиальная компоненты плотности электрического тока, джоулев источник в уравнении энергии [1] должен быть записан в виде  $(j_r^2 + j_z^2)/\sigma$ .

Решение дифференциального уравнения второго порядка (1) невозможно без задания краевых условий для всего контура расчетной области  $\{0 \leq r \leq R_c$  при  $0 \leq z \leq Z_1, 0 \leq r \leq R$  при  $Z_1 < z \leq Z_2\}$  (см. рис. 1). Для постановки соответствующих граничных условий вблизи электродов дуги, т. е. при  $z = 0$  и  $Z_2$ , будем использовать экспериментальные и расчетные данные работ [3, 4] о плотности тока в катодной и анодной областях, при этом полагая

$$j_z(r, 0) = j_{0c} e^{-r/r_c}; \quad j_z(r, Z_2) = j_{0a} e^{-r^2/r_a^2}, \quad (4)$$

$$j_r(r, 0) = j_r(r, Z_2) = 0, \quad (5)$$

где  $j_{0c}, j_{0a}$  — константы, соответствующие максимальным значениям плотности тока в катодной и анодной областях;  $r_c, r_a$  — радиусы соответственно катодной и анодной областей привязки дуги. В частности, при  $I = 200$  А можно использовать значение  $j_{0c} = 1,2 \cdot 10^8$  А/м<sup>2</sup> [3], а радиус катодной области определить из условия сохранения полного тока (3). В качестве радиуса анодной области привязки дуги приближенно выбирают радиус проволоки-анода, а значение  $j_{0a}$  вычисляют из условия (3).

Подставив зависимости (4) в первое уравнение (2), находим

$$H_\varphi(r, 0) = \frac{j_{0c} r_c^2}{r} \left[ 1 - e^{-r/r_c} \left( 1 + \frac{r}{r_c} \right) \right]; \quad (6)$$

$$H_\varphi(r, Z_2) = \frac{j_{0a} r_a^2}{2r} \left( 1 - e^{-r^2/r_a^2} \right).$$

Граничное условие на оси системы задаем в виде

$$H_\varphi(0, z) = 0. \quad (7)$$

На внешней границе расчетной области полагаем

$$H_\varphi(R_c, z) = \frac{I}{2\pi R_c} \text{ при } 0 \leq z \leq Z_1; \quad (8)$$

$$H_\varphi(R, z) = \frac{I}{2\pi R_c} \text{ при } Z_1 < z \leq Z_2.$$

Наконец, при  $z = Z_1, R_c \leq r \leq R$  имеем

$$H_\varphi(r, Z_1) = \frac{I}{2\pi r}. \quad (9)$$

Уравнения (1), (2) вместе с граничными условиями (6)–(9) составляют основу уточненной математической модели электромагнитных процессов для дуги в плазматроне с внешней токоведущей проволокой-анодом. Эти уравнения должны решаться совместно с МГД уравнениями турбулентного пограничного слоя [1], определяющими пространственные распределения газодинамических и тепловых характеристик дуговой плазмы.

Полную систему уравнений решали численным методом конечных разностей с использованием глобальных итераций по напряженности магнитного поля (методика численного решения уравнений пограничного слоя подробно описана в работе [1]). На каждой новой глобальной итерации значения напряженности магнитного поля обновлялись путем численного решения уравнения (1), при этом использовали пятиточечную неявную разностную схему с применением метода прогонки [5]. Процедуру решения прекращали, когда все характеристики плазмы (во всех точках расчетной области) на двух соседних итерациях отличались не более чем на заданное малое значение  $\theta$ .

Проанализируем результаты численного моделирования электромагнитных, тепловых и газодинамических характеристик дуговой плазмы в рассматриваемом плазматроне при использовании приближения  $j_r \ll j_z$  и уточненной модели электромагнитных процессов. Расчеты выполняли для плазматрона, имеющего сопло длиной  $Z_1 = 3$  мм и радиус  $R_c = 1,5$  мм, с проволокой-анодом диаметром 1,4 мм, расположенной на расстоянии

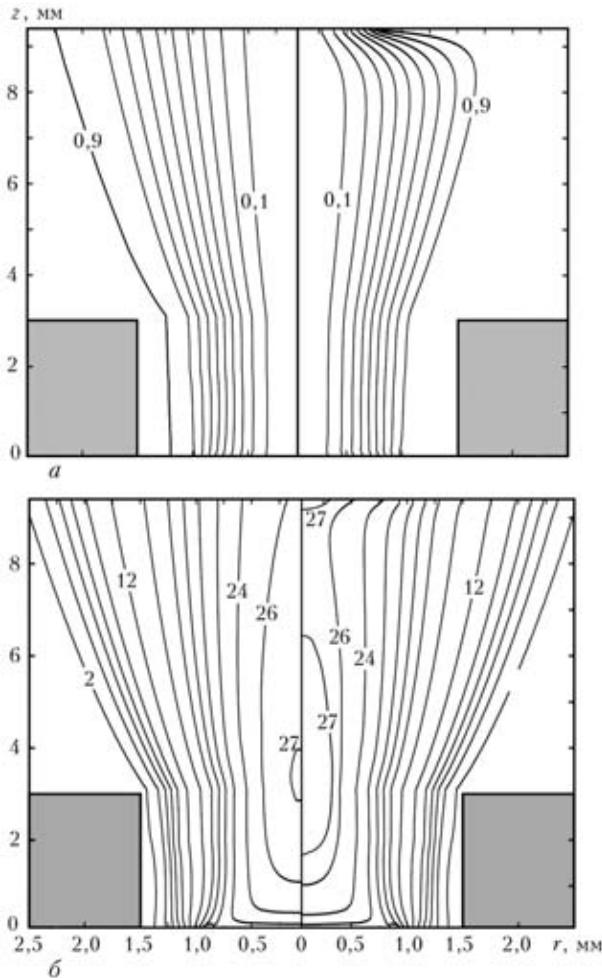


Рис. 2. Изотермы электрического тока с шагом 0,1 (а) и изотермии температуры плазмы с шагом  $T = 27, 26, 24$  и далее с шагом 2 кК (б) для дуги в плазматроне с внешней проволокой-анодом при различных методах расчета электромагнитных характеристик: левая часть — приближение  $j_r \ll j_z$ ; правая — уточненная модель

6,3 мм от среза сопла ( $Z_2 = 9,3$  мм). Предполагалось, что внешний участок течения плазмы обдувается потоком аргона, истекающим из кольцевого канала, имеющего в выходном сечении радиусы  $R_1 = 4,78$  мм,  $R_2 = 7,22$  мм и наклоненного под углом  $\alpha = 37,5^\circ$  к оси симметрии плазмотрона (см. рис. 1). Температуру охлаждаемых стенок каналов и окружающего газа принимали равной 300 К. Режим работы плазмотрона выбран следующий: ток дуги  $I = 200$  А, объемный расход плазмообразующего газа  $G_1 = 1$  м<sup>3</sup>/ч, расход обдувающего газа  $G_2 = 20$  м<sup>3</sup>/ч.

На рис. 2 изображены границы областей  $R_\gamma(z)$ , в пределах которых протекает  $\gamma$ -доля полного тока дуги

$$\frac{2\pi \int_0^{R_\gamma(z)} j_r r dr}{I} = \gamma = 0,1; 0,2 \dots 0,9, \quad (10)$$

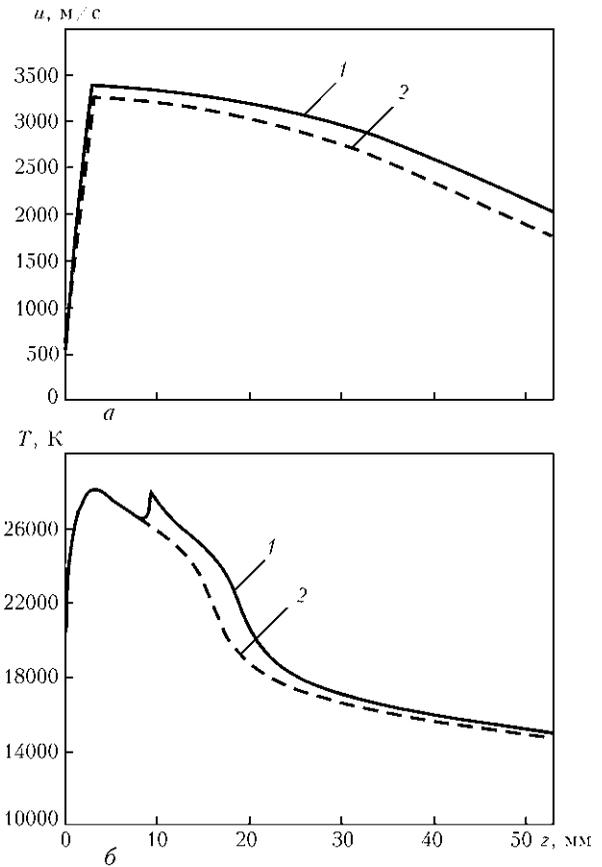


Рис. 3. Распределение аксиальной скорости  $u$  (а) и температуры  $T$  дуговой плазмы, генерируемой плазматроном с внешней проволокой-анодом (б), полученное с помощью различных методов расчета электромагнитных характеристик: 1 — уточненная модель; 2 — приближение пограничного слоя ( $j_r \ll j_z$ )

вычисленные с помощью различных методов расчета. Из этого рисунка следует, что использование приближения  $j_r \ll j_z$  дает постепенно расширяющийся во внешней области разряда токовый канал (см. рис. 2, а, левая часть), фактически совпадающий с электропроводной областью дуговой плазмы (рис. 2, б, левая часть). Однако решение уравнения (1) показало качественно иные результаты, особенно на открытом участке дуги, где имеет место существенная неоднородность магнитного поля по длине разряда и соответственно большие значения радиальной компоненты плотности электрического тока. В итоге линии тока, расходящиеся после выхода из плазмоформирующего канала, сгущаются к области анодной привязки дуги (рис. 2, а, правая часть).

Поля температур, соответствующие выбранному режиму работы плазмотрона и вычисленные с помощью различных моделей распределения плотности тока в дуге, представлены на рис. 2, б. Как следует из приведенных здесь изотерм, различия расчетных значений температуры оказываются не столь существенными, как для плотности электрического тока. Однако необходимо отметить повышение расчетной температуры



плазмы вблизи области анодной привязки дуги при использовании уточненной модели электромагнитных процессов (см. рис. 2, б, правая часть). Это связано с тем, что получающийся в рамках такой модели токовый канал заметно сжат в области проволоки-анода (см. рис. 2, а, правая часть) и плотность тока, а следовательно, и джоулевых источников энергии здесь выше и соответствует более высокой температуре. Что касается газодинамических характеристик плазмы электрической дуги в исследуемом плазматроне, то они практически не зависят от метода расчета ее электромагнитных характеристик.

Рассмотрим теперь, каким образом изменяются тепловые и газодинамические характеристики плазменного потока в области инерционного движения плазмы (за проволокой-анодом) в зависимости от используемой модели электромагнитных процессов в дуге. Расчетные распределения осевых значений аксиальной скорости и температуры плазмы по длине струи приведены на рис. 3. При варианте расчета с решением уравнения (1) более высокая температура в анодной области дуги приводит к тому, что и далее (на бестоковом участке течения) температура плазмы вблизи оси оказывается несколько выше, чем при расчете с упрощающим предположением  $j_r \ll j_z$ . В области проволоки-анода значения температуры на оси разряда различаются примерно на 14 %, в дальнейшем они практически равны и отличаются только на 2...3 % (см. рис. 3, б). Различие же в значениях скорости плазменного потока вблизи оси струи, наоборот, возрастает с увеличением значений  $z$ : при  $z = 50$  мм оно достигает 13 %.

Mathematical model of electromagnetic processes has been refined for the arc burning in plasmatron with the anode wire. Comparative numerical analysis of electric, thermal and gas-dynamic characteristics of the arc plasma has been conducted by using a boundary layer approximation and the refined model of the electromagnetic processes. It is shown that the method of description of the said processes has a substantial effect on calculated distributions of characteristics of the arc plasma generated by the plasmatron under consideration.

## Выводы

1. Усовершенствована математическая модель турбулентного течения дуговой плазмы, генерируемой плазматроном с внешней проволокой-анодом, путем уточнения модели электромагнитных процессов в дуге, горящей в таком устройстве.

2. Пространственное распределение электрического тока дуги в плазматроне с внешней токоведущей проволокой-анодом имеет неоднородную структуру. Линии тока разрезаются после выхода из плазмформирующего канала и сгущаются при приближении к анодной области, где плотность тока достигает достаточно высоких (более  $1,5 \cdot 10^8$  А/м<sup>2</sup>) значений, обеспечивая при этом повышенное энерговыделение в плазме. Пренебрежение указанными особенностями при численной оценке тепловых и газодинамических характеристик генерируемой плазмы может приводить к погрешностям, достигающим 14 % и более в зависимости от конструктивных параметров и режимов работы плазматрона.

1. Математическая модель дуговой плазмы, генерируемой плазматроном с проволокой-анодом / М. Ю. Харламов, И. В. Кривцун, В. Н. Коржик и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 12. — С. 14–20.
2. Низкотемпературная плазма / В. С. Энгельшт, В. Ц. Гурович, Г. А. Десятков и др. — Новосибирск: Наука, 1990. — В 4 т. — Т. 1: Теория столба электрической дуги. — 376 с.
3. Приэлектродные процессы в дуговых разрядах / М. Ф. Жуков, Н. П. Козлов, А. В. Пустогаров и др. — Новосибирск: Наука, 1982. — 157 с.
4. Hu J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Pt I: The arc // Intern. J. Heat and Mass Transfer. — 2007. — 50. — P. 833–846.
5. Андерсон Д., Таннехилл Дж., Плетчер Р. Вычислительная гидромеханика и теплообмен. — М.: Мир, 1990. — В 2 т. — Т. 1. — 384 с.

Поступила в редакцию 18.04.2008



УДК 621.791.92:621.311.21

## НАПЛАВОЧНЫЙ УЧАСТОК РЕМОНТА ДЕТАЛЕЙ ГИДРОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ В АО «САКЭНЕРГОРЕМОНТИ»

**Ю. М. КУСКОВ**, д-р техн. наук, **И. А. РЯБЦЕВ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**Ю. В. ДЕМЧЕНКО**, канд. техн. наук, **А. М. ДЕНИСЕНКО**, инж.  
(НТК «ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины»),  
**З. З. ДЖАВЕЛИДЗЕ**, **Х. Н. КБИЛЦЕЦКЛАШВИЛИ**, **А. А. ХУЦИШВИЛИ**, инженеры  
(АО «Сакэnergоремонти», г. Тбилиси, Грузия)

Описан опыт создания наплавочного участка в АО «Сакэnergоремонти» и рассмотрены конструкторские и технологические особенности выполнения на этом участке ремонта вала гидротурбины мощностью 250 мВт.

*Ключевые слова:* дуговая наплавка, вал гидротурбины, технология наплавки, наплавочные материалы, наплавочное оборудование

В Грузии значительное развитие получила гидроэнергетика, что обусловлено особенностями ее географического положения. В настоящее время в этой стране продолжительное время эксплуатируются более 20 крупных гидроэлектростанций мощностью свыше 1 мВт и десятки — меньшей мощности, поэтому ответственные узлы и детали гидроэлектростанций требуют ремонта или замены, например, валы и лопасти турбин, подверженные в процессе работы кавитационному и гидроабразивному изнашиванию и коррозии.

В настоящей работе изложен опыт создания наплавочного участка в АО «Сакэnergоремонти» и рассмотрены конструкторские и технологические особенности выполнения на этом участке ремонта вала гидротурбины мощностью 250 мВт.

Вал поворотно-лопастной гидротурбины указанной мощности является одним из основных ее узлов (рис. 1, а). Он изготовлен из стали 20Г и имеет диаметр 1 м, длину 4,5 м и массу около 12 т. В процессе эксплуатации происходит коррозионное, кавитационное и гидроабразивное изнашивание шейки вала, расположенной под подшипниками и сальниками. Подлежащая восстановлению изношенная часть шейки находится под внутренней поверхностью подшипника, конструкция которого предусматривает использование водяного потока для его смазки и охлаждения (рис. 1, б).

До настоящего времени валы гидротурбин восстанавливали в основном способом бандажирования. Используемый бандаж изготавливают из листов нержавеющей стали 12Х18Н10Т толщиной 10...12 мм по сложной технологии, включающей

вальцовку листов, их порезку, сварку и механическую обработку. Время бандажирования шейки вала гидротурбины диаметром около 1 м составляет две-три недели.

Специалистами ИЭС им. Е. О. Патона предложена технология восстановления изношенной зоны вала с помощью наплавки. Разработана следующая технологическая схема восстановления вала: внешний осмотр и дефектация; механическая обработка под наплавку; ультразвуковой контроль; автоматическая дуговая наплавка под флюсом подслоя; токарная обработка; ультразвуковой контроль; автоматическая дуговая наплавка под флюсом коррозионностойкого слоя; токарная обработка; ультразвуковой контроль; шлифовка.

Для наплавки деталей гидротурбин специалистами НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» на предприятии АО «Сакэnergоремонти» модернизирован токарно-винторезный станок РТ-166 (типа ДИП-500), на его базе создан наплавочный участок. Модернизация заключалась в следующем: на суппорт станка установили наплавочный автомат А1406, а затем подняли заднюю бабку и редуктор станка на 160 мм (рис. 2). Электрическая схема станка была дополнена частотным преобразователем фирмы «Lenze» (Германия), который обеспечивает необходимую для наплавки скорость вращения вала гидротурбины. В качестве источника питания использовали выпрямитель ВС-600. В результате модернизации стало возможным не только наплавлять, но и механически обрабатывать после наплавки валы гидротурбин диаметром от 400 до 1050 мм, длиной до 4500 мм и массой до 12 т, а также выполнять наплавку плоских поверхностей, в частности, лопаток гидротурбин.

Кроме указанной установки, на участке ремонта деталей имеется печь для прокалики наплавочных материалов, в которой при необходимости

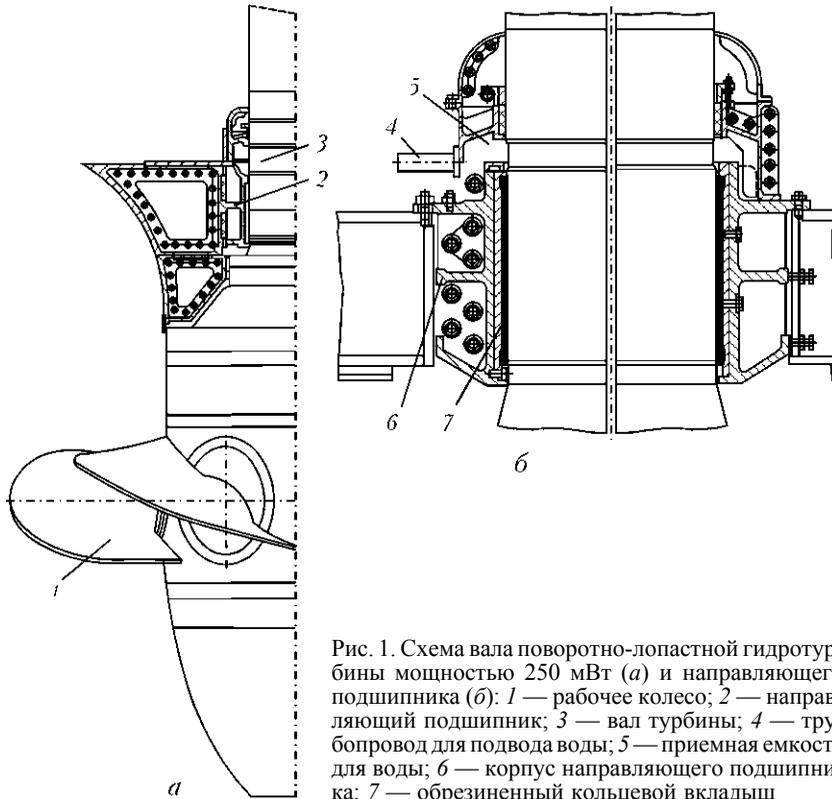


Рис. 1. Схема вала поворотного-лопастной гидротурбины мощностью 250 мВт (а) и направляющего подшипника (б): 1 — рабочее колесо; 2 — направляющий подшипник; 3 — вал турбины; 4 — трубопровод для подвода воды; 5 — приемная емкость для воды; 6 — корпус направляющего подшипника; 7 — обрезиненный кольцевой вкладыш



Рис. 2. Модернизированная установка, созданная на базе токарного станка РТ-166, для наплавки и последующей механической обработки валов гидротурбин



Рис. 3. Внешний вид наплавленного на вале гидротурбины коррозионностойкого слоя

осуществляют подогрев деталей перед наплавкой и их замедленное охлаждение после нее.

Внешний осмотр изношенного вала гидротурбины показал, что длина участка вала, подлежащего восстановлению, составляет около 710 мм, а глубина около — 10 мм. На его изношенной поверхности обнаружены дефекты в виде раковин, каверн, отслоений и пр. Для их устранения применяли токарную обработку, после чего оставшиеся дефекты устраняли путем зачистки абразивными кругами. Обработанную под наплавку поверхность вала проверяли на наличие дефектов ультразвуковым контролем.

После обработки диаметр вала составлял 1000 мм, а номинальный диаметр восстановленного вала на этом участке — 1020 мм. При значительном износе вала осуществляли сначала

наплавку подслоя сплошной проволокой типа Св-08 под флюсом АН-348 (диаметр вала с наплавленным подслоем составлял приблизительно 1018 мм). Затем на установке для наплавки выполняли токарную обработку наплавленной поверхности до диаметра 1010 мм, а после этого производили ультразвуковой контроль.

В результате тщательного соблюдения всех технологических операций, а также технологии наплавки в наплавленном подслое дефекты не образовались. Наружная поверхность наплавленного слоя была хорошо сформирована, перепад высоты соседних наплавленных валиков не превышал 0,5 мм.

Автоматическую многослойную наплавку под флюсом АН-26П слоя коррозионностойкой нержавеющей стали осуществляли с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т. Диаметр вала после наплавки коррозионностойкого слоя составлял около 1028 мм (рис. 3).

Наплавленную поверхность вала протачивали до диаметра 1020 мм, а затем осуществляли ультразвуковой контроль. В основном наплавленном слое, как и в подслое, дефектов не было.

Поскольку диаметр шейки вала имеет жесткие допуски, наплавленную поверхность обрабатывали шлифованием.

Всего на изношенную поверхность вала было наплавлено около 320 кг металла, общее машинное время наплавки составляло 60 ч. Предложенная технология наплавки по сравнению с банд-



жированием дает значительную экономию времени и денежных средств при ремонте деталей гидротурбин.

Восстановленный вал гидротурбины передан заказчику и будет установлен для эксплуатации на ИнгуриГЭС (Грузия).

The experience gained in arrangement of a hard-facing shop at the Joint Stock Company «Sakenergoremont» is described. Design and technological peculiarities of repair of up to 250 MW hydraulic turbine shaft at this shop are considered.

Поступила в редакцию 16.09.2008

УДК 621.791(088.8)

## ИЗОБРЕТЕНИЯ СТРАН МИРА\*

**Способ получения биметаллического материала.** Предложение может быть использовано при изготовлении биметаллических заготовок из разнородных металлов, преимущественно крупногабаритных заготовок сталь–титан. Металлическую пластину устанавливают с зазором над неподвижной пластиной и иницируют расположенный над ней заряд взрывчатого вещества. Поверхность одной или обеих пластин перед соединением обрабатывают катодными пятнами вакуумной дуги, возбуждаемой между поверхностью пластины, используемой в качестве катода, и анодом. Проводят термообработку полученного материала при температуре 500...600 °С. Изобретение обеспечивает стабильный уровень прочности по всей площади соединенных поверхностей за счет повышения однородности поверхностей при подготовке их перед соединением и создания оптимального сочетания остаточных напряжений после сцепления. Патент России 2311274. В. С. Вакин, С. В. Бодакин, И. А. Счастливая и др. (ЗАО «Энергометалл») [11].

**Способ электронно-лучевой наплавки покрытий с мультимодальной структурой.** Изобретение относится к способам электронно-лучевой наплавки плоских и цилиндрических поверхностей и может быть использовано как при изготовлении новых, так и при восстановлении поверхности изношенных деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного износа в сочетании с ударными нагрузками. Для расширения технологических возможностей на поверхности наплавляемого изделия создают зону расплава электронным лучом и подают в зону расплава наплавляемый порошковый композиционный материал. Наплавляемое изделие перемещают, а наплавляемый порошковый материал подают перпендикулярно относительно перемещения наплавляемого изделия. После нанесения покрытия воздействуют расфокусированным электронным лучом на поверхность наплавляемого покрытия без подачи расплавленного материала. Это приводит к выделению дисперсных частиц упрочнителя из твердого раствора и формированию мультимодальной структуры наплавки по всей ее толщине. Патент России 2309827. С. Ф. Гнусов, С. К. Гнусов, В. Г. Дураков и др. (Томский политехнический университет) [11].

**Состав сварочной проволоки.** Изобретение может быть использовано при изготовлении и ремонте изделий из медно-никелевых сплавов с содержанием никеля 8...18 %, в том числе эксплуатирующихся в морской воде (рыбозащитные устройства, насосы и др.). Сварочная проволока содержит компоненты в следующем соотношении, мас. %: никель 9,0...20,0; железо 0,6...1,5; марганец 0,8...1,5; титан 0,2...0,4; кремний 0,08...0,15; медь — остальное. Суммарное количес-

тво раскислителей (Mn + Ti + Si) должно быть не менее 1,15 мас. %. Содержание никеля в сварочной проволоке должно превышать содержание его в свариваемом сплаве не менее чем на 1 %. Проволока обладает высокими сварочно-технологическими свойствами и обеспечивает получение коррозионноустойчивых сварных соединений с плотным металлом шва, без трещин, пор и других дефектов. Патент России 2309828. В. В. Рыбин, А. В. Баранов, Е. В. Андронов и др. (ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей») [11].

**Плавный флюс для механизированной сварки низколегированной стали.** Изобретение относится к области производства сварочного флюса, используемого для механизированной сварки современных корпусов атомных реакторов и других сосудов высокого давления в энергетическом машиностроении и нефтехимии. Плавный флюс содержит компоненты в следующем соотношении, мас. %: SiO<sub>2</sub> 20...27, CaO 12...18, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 13...18, CaF<sub>2</sub> 20...33, MnO 7...13, TiO<sub>2</sub> 3...10, K<sub>2</sub>O 1...5 и примеси Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> не более 1,5, S не более 0,01, P не более 0,01, при этом должно выполняться соотношение:  $0,15 \leq TiO_2/SiO_2 \leq 0,40$ . Флюс обеспечивает повышение надежности и ресурса изготавливаемого оборудования за счет снижения температуры хрупковязкого перехода  $T_{k0}$  металла шва. Возможность вести сварку на скоростях сварки выше 28 м/ч позволит снизить трудоемкость процесса изготовления сварных конструкций. Патент РФ 2309829. Г. П. Карзов, С. Н. Галаткин, Э. И. Михалева, Г. П. Яковлева и др. (То же) [11].

**Способ заварки дефектов в металлических подложках.** В дефектный участок подложки вставляют металлическую пробку, сжимают ее с двух сторон электродами и пропускают ток через электроды, подложку и пробку, расплавляя металл пробки и подложки. После этого подачу тока прекращают и охлаждают ванну расплавленного металла, продолжая сжимать ванну с двух сторон электродами. В альтернативном варианте на поверхности пробки и подложки накладывают пластины, которые расплавляются вместе с пробкой, увеличивая объем ванны расплава и изолируя металл пробки от окружающей атмосферы. Патент США 7141754. D. P. Workman, T. J. Trapp, I. E. Gould (Edison Welding Institute, Inc.) [11].

**Способ и присадочный материал для нахлесточной сварки двух деталей.** Между соединяемыми деталями размещают пористый присадочный материал: прилагают усилие сжатия к верхней детали, раздробляя этот материал, а затем соединяют детали путем сварки. Присадочный материал соответствует требованиям Американского общества сварщиков. Способ позволяет сваривать детали, имеющие размерные отклонения. Патент США 7138598. P. Stevenson, P.-C. Wang (General Motors Corporation) [11].

\* Приведены сведения о патентах, опубликованных в реферативном журнале «Изобретения стран мира» № 11, 12 за 2008 г.



**Способ резки огнеупорного материала.** Предложены способ и порошковая смесь, используемые для резки огнеупорного материала. Порошковая смесь содержит частицы тугоплавкого оксида металла и частицы топлива, сгорающего в кислороде с выделением тепла и образованием тугоплавкого оксида. Смесь отличается тем, что в качестве тугоплавкого оксида металла в ней используют оксид кальция и/или магния. Такая порошковая смесь обеспечивает более эффективную резку огнеупорного материала по сравнению с ранее применявшимися. Патент США 3843129. J.-P. Meynkens, B. Somerhausen (Glaverbel) [11].

**Способ дуговой сварки плавящимся электродом.** Стандартный способ дуговой сварки плавящимся электродом требует выполнение обратного хода робота-манипулятора и, следовательно, увеличивает время ускорения/замедления робота, что, в свою очередь, вызывает несоответствие между скоростью подачи сварочной проволоки и скоростью ее плавления. При этом увеличивается длина дуги и снижается ее стабильность. Предлагаемый способ предусматривает отвод сварочной горелки от свариваемой заготовки с помощью робота-манипулятора с одновременной подачей сварочной проволоки, в результате чего между концом проволоки и заготовкой загорается дуга. Способ позволяет уменьшить непроизводительное время, не требуя выполнения обратного хода робота, и стабилизировать дугу перед окончанием сварки, в результате чего уменьшается резкое прерывание дуги. Патент Японии 3841091. Y. Mukai, A. Kawamoto, T. Ikeda et al. (Matsushita Electric Ind. Co Ltd.) [11].

**Проволока для сварки высокохромистой ферритной жаростойкой стали.** Проволока содержит 0,01...0,15 % C; 0,05...0,9 % Si; 0,2...1,2 % Mn; 0,0005...0,015 % S; 0,05...3 % Cu; 0,05...1,2 % Ni; 0,5...5 % Co; 9,1...13 % Cr; 0,05...0,9 % Mo; 0,05...0,9 % V; 0,005...0,1 % Nb; 1...5 % W; 0,01...0,08 % N; 0,001...0,015 % O, остальное — Fe и неизбежные примеси. Содержание S+O регулируется на уровне  $\leq 0,02$  %; содержание P в примесях поддерживается на уровне  $\leq 0,015$  %, а содержание Ti в примесях не выше 0,015 %. Когда содержание Cu в проволоке превышает 0,5 %, отношение Cu/Ni регулируют менее 3,0. Сталь может также содержать В и Al. Проволока имеет повышенное сопротивление ползучести и высокую ударную вязкость. В процессе сварки проволока не образует горячие трещины. Патент Японии 3850764. A. Goto, T. Sugino, M. Yamashita et al. (Kobe Steel Ltd.) [11].

**Способ комбинированной сварки трением и устройство для его осуществления.** Изобретение может быть использовано для сварки трением заготовок из различных материалов. Свариваемые торцы нагревают с применением двух источников тепловой энергии. Нагрев производят за счет трения торцов при их относительном движении и осевом сжатии. Дополнительный источник тепла осуществляет дополнительный нагрев одного или обоих торцов. По достижении температуры сварки происходит осадка заготовок путем их сближения, после чего производится остановка подвижной заготовки и их сварка. Производится медленное охлаждение сварного соединения посредством регулирования мощности дополнительного нагрева. Блок контроля и управления технологическими параметрами устройства для реализации данного способа электрически связан с механизмом сжатия заготовок, механизмом для создания угловых колебаний и средством дополнительного нагрева заготовок. Применение дополнительного нагрева позволяет существенно снизить мощность привода, частоту колебаний подвижной заготовки и возникающие при этом инерционные нагрузки, что позволяет сваривать заготовки с большой массой и пло-

щадью свариваемых поверхностей при высоком качестве сварки. Патент России 2313432. В. Э. Столберов [12].

**Плавленный флюс марки ФАП-1 для электродуговой сварки хладостойких сталей.** Изобретение может быть использовано при автоматической сварке плавлением низколегированных сталей нормальной и повышенной прочности, в том числе и хладостойких. Высокая работа удара металла шва достигается заданным соотношением основных и кислых оксидов во флюсе, а также дополнительным содержанием оксидов калия и натрия при следующем составе компонентов, мас. %: кремния диоксида 21...27, кальция оксида 11...17, магния оксида 21...25, кальция фтористого 14...20, алюминия оксида 10...14, марганца оксида 4...7 (калия + натрия) оксиды 2...5, железа оксида 1...3. Низкокремнистый низкомарганцовистый основной плавленный флюс обеспечивает при сварке низколегированной проволокой металл шва с высокими показателями пластичности и ударной вязкости на низколегированных хладостойких сталях при температуре  $-40^{\circ}\text{C}$ . Патент России 2313434. Ю. В. Аввакумов, А. С. Севастьянов, Н. С. Евдокимова, С. В. Захватаев (ФГУП ПО «Северное машиностроительное предприятие») [12].

**Керамический флюс для автоматической сварки низколегированных сталей.** Изобретение может быть использовано для автоматической сварки низколегированных хладостойких сталей повышенной и высокой прочности низкоуглеродистыми и низколегированными проволоками в любых отраслях промышленности. Керамический флюс содержит компоненты в следующем соотношении, мас. %: обожженный магнезит 26,4...30,0, электрокорунд 18,6...22, плавиковый шпат 20,0...20,5, сфеновый концентрат 12,2...14,5, диоксид титана синтетический 98%-й 5,0...6,5, марганец металлический 2,0...3,1, ферротитан 0,25...0,5, ферросилиций 0,5...0,8, титаномангнетит 0,5...0,63, ферробор 0,2...0,4, силикат натрия-калия 6,55...8,1. Патент России 2313435. Е. Д. Бланк, С. А. Богданов, Р. В. Додон и др. (ЗАО «Прометей-Ферромет») [12].

**Флюс для соединения разнородных металлов.** На поверхность соединения металлической заготовки наносят флюс; устанавливают заготовку в литейную форму и заливают в нее под давлением расплавленный металл, отличающийся от металла заготовки. Способ позволяет соединять разнородные металлы без помощи сварки. Патент США 7143928. G. T. Han (Samyoung Machinery Co., Ltd.) [12].

**Связующее для сварочного флюса.** Флюс состоит из флюсующего агента, жидкого стекла и коллоидного соединения, содержащего частицы диоксида кремния. Флюс имеет очень низкую гигроскопичность, поэтому может использоваться при сварке электродом с низким содержанием водорода. Патент США 7147725. С. В. Dallam, N. Karogal (Lincoln Global, Inc.) [12].

**Проволока с низким КЛР для сварки сплава Fe-Ni.** Проволока содержит 30...45 % Ni; 0,08...0,3 % C; 0,01...0,5 % Si; 0,1...1 % Mn; 0,05...0,5 % Ti; 0,1...1,5 % Ta, остальное — Fe и неизбежные примеси, в число которых входят  $\leq 0,1$  % Nb;  $\leq 0,01$  % P;  $\leq 0,005$  % S;  $\leq 0,3$  % Cu;  $\leq 0,3$  % Cr;  $\leq 0,3$  % Mo;  $\leq 0,01$  % Al;  $803 = 0,01\% \text{ O}$ ;  $\leq 0,01$  % N. Химсостав проволоки удовлетворяет неравенствам  $20x\text{C}/(2x\text{Nb} + \text{Ta} + 4x\text{Ti}) \geq 1,0$  и  $\{1,3x(\text{Ta}/181) + (\text{Ti}/48) - 1,2x(\text{Nb}/93)\}x100 \geq 0,5$ . Проволока позволяет предотвратить образование трещин в процессе сварки сплава Fe-Ni. Патент Японии 3856663. N. Kitamura, T. Kima, Y. Matsushita, A. Kojizuke (Nkk Corp.; Kobe Steel Ltd.) [12].



## По зарубежным журналам\*

*SUDURA (Румыния) 2008. — An. XVIII, № 2 (рум. англ.)*

**Iordachescu M. et al.** Соотношение деформация–твёрдость в стыковых соединениях, выполненных холодной сваркой, с. 4–10.

**Savu I. D. et al.** Анализ поведения секции нижней палубы конструкций торговых судов методом конечных элементов, с. 11–18.

**Saftu V. I.** Влияние параметров импульсов на эффективное напряжение и ток при импульсной сварке МИГ сплава  $AlMgSi_{0,5}$ , с. 19–25.

**Ritiu Gh. St., Campurean A. M.** Исследования по ремонтной сварке литых компонентов из магниевого сплава, с. 28–30.

**Storch W., Filert A., Jokiel I.** Технология сварки для обслуживания и модернизации компонентов газовых турбин, с. 31–35.

*TWT CONNECT (Англия) 2008. — Issue 154. May /June (англ. яз.)*

**Lewis J.** Новая лазерная технология, разработанная для сварки текстиля, с. 2.

**Riley M.** Термическое напыление покрытий на композиты, с. 3.

**Mathers G.** Проектирование, с. 4.

**Gunner A.** Новое оборудование для нанесения покрытий в северо-восточном филиале Британского института сварки, с. 6.

**Выпуск** усовершенствованного программного обеспечения CRACKWISE. Версия 4.0, с. 8.

*WELDING and CUTTING (Германия) 2008. — № 3 (англ. яз.)*

**Мировой рынок** промышленных роботов с нестабильными тенденциями, с. 128–131.

**Lutz W.** 60-метровая роботизированная сварочная установка, предназначенная для изготовления платформ железнодорожных вагонов, с. 133–135.

**Tromer G.** Неавтономный контроль сварочных параметров текущих процессов, с. 136–137.

**Общепринятая** самообучающаяся программа для подводной сварки, с. 138–139.

**Свариваемость** материалов: углеродно-марганцовистые стали и низколегированные стали, с. 142–143.

**Поддержка** конструктора — новые стандарты для термического напыления, с. 144–145.

**Reisgen U. et al.** Система дугового датчика для дуговой сварки в узкий зазор плавящимся электродом в среде защитного газа с использованием ленточного электрода и магнитного отклонения дуги, с. 146–150.

**Abson D. et al.** Влияние титана, алюминия и ниобия на вязкость и длительную прочность металла сварного шва стали марки 92, с. 156–161.

**McPherson N.** Правка индукционным нагревом — инструмент для снижения повторной обработки тонколистовых изделий вследствие деформации, с. 162–166.

**Kolbe J., Paproth A.** Определение реологических свойств, необходимых для микроприменения клеев, с. 168–171.

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



**Свойства** и микроструктура сварных соединений модифицированной высокопрочной стали с 9% Сг, с. 3–9.

**Ruza V., Kolenak R.** Механические свойства легированных сталей при высокотемпературной пайке, с. 11–16.

**Dimitrav I.** Передвижная сварочная машина KSM 005 для сварки современных железнодорожных путей, с. 19–22.

**Alimov A. N.** Проволоки трубчатого типа для сварки сталей, с. 23–25.

**Hlavaty J.** Определение температуры предварительного подогрева для сварки стали T24, с. 27–29.

## НОВЫЕ КНИГИ

**Б. Е. Патон: Избранные труды.** — Киев: Изд. Ин-та электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, 2008. — 894 с.

Сборник посвящен 90-летию со дня рождения академика НАН Украины Б. Е. Патона — выдающегося украинского ученого в области сварки, специальной электрометаллургии и материаловедения. Сборник состоит из семи разделов, охватывающих такие направления научной деятельности Б. Е. Патона, как сварка плавлением, сварка давлением, металлургия дуговой сварки, специальная электрометаллургия, сварные конструкции, космические технологии, а также применение сварки в медицине. Каждый раздел включает обзор работ, библиографию и подборку наиболее важных публикаций, в которых приведены результаты работ, выполненных впервые в мировой практике и внесших революционизирующее влияние на развитие ведущих отраслей промышленности.

Для научных и инженерно-технических работников, преподавателей, аспирантов и студентов вузов.



**Борис Евгеньевич Патон / Вступ. ст. І. К. Походні, В. К. Лебедева; Укладачі: Л. В. Беляева, Т. Б. Корольова, О. М. Лавріненко та ін.** — К.: Наук. думка, 2008. — 620 с.

В книге освещены основные этапы жизни, научной, научно-организационной и общественной деятельности выдающегося украинского ученого в области сварки, металлургии и технологии металлов, материаловедения, выдающегося общественного деятеля и талантливого организатора науки, академика Национальной академии наук Украины, Российской академии наук, профессора, заслуженного деятеля науки и техники СССР, дважды Героя Социалистического Труда СССР, Героя Украины, участника Великой Отечественной войны, ликвидатора аварии на ЧАЭС Бориса Евгеньевича Патона.

Указатель печатных работ знакомит читателя с научными трудами ученого. Для научных работников и всех, кто интересуется историей отечественной науки, техники.





## СЕМИНАР-ФОРУМ ПИИ ООО «БИНЦЕЛЬ УКРАИНА»

30 октября 2008 г. в Киеве на предприятии ООО «Бинцель Украина», входящем в ABICOR BINZEL-группы (Германия), прошел традиционный семинар, организованный руководством и менеджерами предприятия. Участие в семинаре приняли около 50 специалистов, представляющих дочерние предприятия ПИИ «Бинцель Украина», а также эксклюзивных партнеров (дистрибьютеров) из многих городов и регионов Украины. С немецкой стороны в семинаре приняли участие специалисты по наладке, сервису и менеджменту фирм «ABICOR» и «JAECKLE».

Программа семинара включала ряд вопросов:

стратегические аспекты сбыта продукции ABICOR BINZEL в 2007/2008 году в Украине (сбыт по основным группам/подгруппам; сбыт продукции по регионам; анализ работы внешней службы предприятия; обратная связь покупателей с центральным флюсом; подготовка заказов—отгрузка—обработка рекламаций; ценовая политика и система скидок на 2009 г.; оптимизация структуры сбыта в регионах; совершенствование и расширение поля деятельности внешней службы предприятия; расширение номенклатуры продукции);

представление новых продуктов предприятий группы ABICOR для рынка Украины (основные группы товаров — для МИГ, TIG, PLASMA; РОБО-развитие направления в Восточной Европе и перспективы в Украине; принадлежности для сварочного поста);

представление предприятия «JAECKLE Sneid — und Schweißtechnik» (история предприятия; портфель производимой продукции; установки для воздушно-плазменной резки — ВПР);

демонстрационные роботы (комплектующие и принадлежности производства предприятий группы ABICOR; установки для ВПР фирмы «JAECKLE»);

«ABICOR BINZEL» входит в международный холдинг IBG с 1972 г., который включает семь компаний из ряда стран. Представитель этого холдинга в Украине появится в 2009 г.

Объем продаж продукции «ABICOR BINZEL» в Украине постоянно возрастает. В 2007 г. он достиг 16 млн грн. По самым пессимистическим прогнозам объем продаж в 2008 г. достигнет 22,4 млн грн. Объем товаров на складе ООО «Бинцель Украина» выражается суммой в 4,4 млн грн.

Если говорить о наметившихся в 2007/2008 году тенденциях, то следует отметить, что в группе сварочных горелок для МИГ/МАГ процессов реализу-

ется больше изделий индустриального класса (на сварочные токи более 230 А). До 2006 г. превалировала реализация горелок «Хобби» класса. Наблюдается также значительный рост продаж держателей электродных (примерно 30,0...33,0 тыс. шт. в год). В сегменте «РОБО» прослеживается повышение интереса к горелкам для роботизированных комплексов со стороны предприятий Западной Украины.

В целом соотношение объемов продаж по регионам Украины в 2008 г. по сравнению с 2007 г. выглядит так, %: Запад — 8/10, Восток — 27/24, Центр — 23/23, Север — 23/23, Юг — 19/20, где числитель — 2007 г., знаменатель — данные за 2008 г.

С целью дальнейшей активизации сбыта продукции «Бинцель Украина» реализует в Украине пилотный проект, связанный с созданием внешней службы предприятия. С июня 2006 г. региональный представитель этой службы работает в Западном регионе. Имеется положительный результат, выраженный в заметном росте продаж в этом регионе, особенно изделий группы «РОБО». С III квартала нынешнего года аналогичный представитель внешней службы начинает работать на Востоке Украины. Всего во внешнюю службу сегодня инвестируется 300 тыс. грн. в год. Возможно такой проект послужит одной из акций, нивелирующих влияние экономического кризиса.

На семинаре была проведена также презентация немецкой фирмы «JAECKLE Sneid — und Schweißtechnik», которая специализируется на выпуске широкой линейки сварочного оборудования (источников) для МИГ/МАГ сварки, в том числе импульсной, ВИГ сварки, инверторов для дуговой сварки покрытыми электродами, а также аппаратов воздушно-плазменной резки. Последние оснащаются плазменными резаками «ABICOR BINZEL».

Сбыт установок ВПР для фирмы «JAECKLE» за период с 1992 по 2008 г. вырос более чем в 3,5 раза и составит около 15000 тыс. Более 510 установок было продано через «ABICOR BINZEL».

В заключение семинара состоялась демонстрация установок для ВПР в работе, а также предоставлена возможность их опробования и выяснения особенностей их эксплуатации.

Участники семинара выразили благодарность организаторам семинара за прекрасные условия и эффективную программу мероприятия.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

## ОТРАСЛЕВОЕ СОВЕЩАНИЕ-КОНФЕРЕНЦИЯ СПЕЦИАЛИСТОВ «ГАЗПРОМА»

10–14 ноября 2008 г. во Всероссийском научно-исследовательском институте природных газов и газовых технологий (ВНИИГАЗ) состоялось отраслевое совещание-конференция под названием «Состояние и основные направления развития сварочного производства ОАО «Газпром». В конференции приняли участие главные сварщики региональных подразделений «ООО Газпром-трансгаз», представители производственных и научно-исследовательских организаций, обеспечивающих строительство и эксплуатацию магистральных газопроводов (МГ) на территории России, а также представители научных центров и фирм-поставщиков сварочного оборудования, всего более 400 человек.

Конференция была открыта докладом представителя ОАО «Газпром» *С. В. Алимова*, который рассказал о состоянии и перспективах развития МГ, сетей распределительных газопроводов и газохранилищ. Отметил, что основные усилия ОАО «Газпром» направлены на повышение эффективности принимаемых проектных, технических и управленческих решений. Современные системы управления состоянием ГТС предполагают ориентацию на обслуживание «по назначению», т. е. целевое долгосрочное планирование диагностики, капитального ремонта и реконструкции объектов ГТС с учетом ожидаемой загрузки, потребностей в повышении производительности поставки газа и прогноза изменения технического состояния.

Представитель ОАО «Газпром» *В. В. Салюков* в своем докладе отметил, что сварка при капитальном ремонте газопроводов является одной из основных технологических операций, обеспечивающей надежность и безопасность работы ГТС.

*Е. М. Вышемирский* информировал о состоянии и техническом уровне сварочного производства в ОАО «Газпром», который в последние годы существенно возрос, в частности применительно к строительству, эксплуатации и ремонту объектов МГ. Кроме того, рассказал о начале строительства уникального объекта МГ «Боваренково–Ухта», где применяются трубы нового поколения с внутренним покрытием, класса прочности K65.



В совместных докладах представителей ВНИИГАЗА и ОАО «Газпром» были представлены технические требования к трубам и соединительным деталям МГ из высокопрочных сталей, используемых для строительства в условиях Ямала и других перспективных проектах ОАО «Газпром».

В докладе проф. *О. И. Стеклова* (РГУ НГ им. И. М. Губкина) были сформулированы критерии свариваемости конструкционных материалов. Представлены результаты исследований в области свариваемости сталей нефтяного сортамента и приведена комплексная оценка служебных свойств сварных соединений. Его коллеги *Л. А. Ефименко*, *О. Ю. Елагина* совместно с представителем ОАО «Газпром» *Е. М. Вышемирским* рассмотрели вопросы оценки влияния условий проведения сварочных работ (сварка при отрицательных температурах) на параметры термических циклов, структуру и свойства сварных соединений.

В докладе *В. А. Данильсона* (ООО «Институт ВНИСТ») и *Д. Г. Будревича* (ООО «ВНИИГАЗ») рассмотрен сварочный комплекс CRC-Evans AW для автоматической двусторонней сварки неповоротных кольцевых стыков соединений труб диаметром 1219×27,0 мм на трубоукладочной барже NRTS-Defender, используемой для прокладки подводного перехода через Байдаракскую губу МГ Боваренково–Ухта.

*О. Е. Канустин* (РГУ НГ им. И. М. Губкина) остановился на подготовке специалистов сварочного производства для предприятий, сооружающих и эксплуатирующих газопроводы, осуществляющих диагностику и ремонт нефтегазовых сооружений.

Во второй пленарный день работа была организована в двух секциях. В секции А были рассмотрены вопросы, связанные с развитием сварочного производства в дочерних обществах ОАО «Газпром», в частности, вопросы обеспечения качества сварочных работ при строительстве и ремонте МГ, основные направления развития неразрушающего контроля, нормативное обеспечение неразрушающего контроля и диагностики сварных соединений. Была представлена информация ООО «ВНИИГАЗ» о проведенных научно-исследовательских работах и предоставленных инжиниринговых услуг в области сварочного производства.

На семинаре были заслушаны также доклады от Украины.

*В. Я. Кононенко* (ГП «Экотехнология») и *В. В. Пасхин* (ООО «ПОДВОДСЕРВИС») остановились на применении мокрой подводной сварки при ремонте подводных переходов газопроводов через водные преграды. Были рассмотрены вопросы свариваемости трубных сталей нефтяного сортамента при использовании мокрых способов сварки. Представлены видеоматериалы о применении сухой сварки при ремонте протяженного дефекта трубопровода диаметром 1200 мм на глубине 10 м. В докладе *С. Ю. Максимова* и *Ю. Я. Грецкого* (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) сообщалось о разработанных в последнее время в ИЭС принципиально новых электродных материалах и оборудовании для мокрой сварки под водой. Новые электродные материалы, предназначенные для сварки труб из малоуглеродистых и низколегированных сталей, обеспечивают получение равнопрочных сварных соединений. Сварка может выполняться на глубине до 20 м при скорости до 0,2 м/с и видимости не менее 0,25 м.

С большим интересом был заслушан доклад *Б. Л. Гецкина* (ООО НПП «Технотрон»), *А. А. Латышева* (ОАО «Краснодаргазстрой») и *А. А. Латышева* (ООО «ВНИИГАЗ») о новых источниках сварочного тока инверторного типа для РДС, ТИГ и МИГ/МАГ процессов, механизмов подачи сварочной проволоки для механизированных процессов сварки и сварочных головок для автоматической сварки, выпускаемых НПП «Техноторон». Оборудование для механизированной и автоматической сварки прошло квалификационные испытания в объеме исследовательской аттестации технологий сварки труб диаметром до 1420×32 мм на производственной базе ОАО «Краснодаргазстрой».

В докладе *Ю. Б. Ездакова* (ЗАО «Уралтермосвар»), *В. И. Беспалова* и *Д. Г. Будревича* (ООО «ВНИИГАЗ») было представлено новое сварочное оборудование производства ЗАО «Уралтермосвар», основные технические характеристики, назначение и возможности его применения. Рассмотрен совместный проект с ООО «ВНИИГАЗ» и компанией POLYSOUDE (Франция) по созданию комплекса автоматической орбитальной сварки неповоротных



стыков соединений труб для строительства и ремонта МГ.

В ряде других докладов дана также информация о разработке нового поколения инверторов для РДС, ТИГ и МИГ/МАГ процессов, а также механизмов подачи и сварочных головок для орбитальной сварки, выпускаемых ООО «ВЕЛДТЕК», ООО «Кемпи» и ФГУП «Рязанский приборный завод».

ООО «ИНТРА ТУЛ» выпускает оборудование для подготовительных работ на трубопроводах с любой толщиной стенки диаметром до 3 м. Предлагаемое оборудование и технологии повышают качество сборочно-сварочных работ за счет достижения необходимого соответствия геометрических параметров свариваемых узлов нормативной документации.

ЗАО «Газприборавтоматикасервис» разработало и выпускает устройство локального размагничивания стыков труб УСМТ-1М. Устройство герметично, потребляет мощность ~200 Вт, легко устанавливается в зону выполнения работ и по мере заполнения разделки перемещается по стыку трубы сварщиком. Масса устройства всего 18 кг.

ООО «Магнит плюс» разработал и серийно выпускает постоянный магнит компенсационный регулируемый массой 6 кг, который позволяет компенсировать магнитное дутье до 2400 Гс.

В секции В рассматривались основные направления развития сварочного производства при строительстве систем МГ дальнего транспорта газа из высокопрочных труб большого диаметра.



В докладе *В. И. Хоменко* и др. (ОАО «Стройтрансгаз»), *С. И. Кучука-Яценко* и др. (ИЭС им. Е. О. Патона) были рассмотрены основные проблемы автоматических методов сварки высокопрочных труб большого диаметра. Даны предложения по использованию высокопроизводительных комбинированных методов сварки с применением для утолщенного корня шва стыковой электроконтактной сварки оплавлением и заполняющими швами, выполняемыми автоматической сваркой под флюсом, автоматической сваркой в среде защитных газов, сваркой лучом лазера, полуавтоматической сваркой порошковой проволокой.

Ряд ведущих мировых производителей сварочного оборудования и расходимых материалов, таких, как CRC-Evans AW (США), Serimax (Франция) Saturnax, AUTOWELD SYSTEMS LTD (Великобритания), ESAB, а также группа предприятий ИТС и ООО «Технотрон» (Россия) представили доклады о своих новых разработках в области создания оборудования и технологий автоматической сварки неповоротных стыков труб диаметром до 1420 мм.

В докладе *А. С. Цирюка* и *И. Г. Самородова* (ЗАО «Балтийский сталепрокатный завод») сообщалось о выпуске на предприятии новых бесшовных порошковых проволок и низколегированных проволок сплошного сечения для сварки трубных сталей класса прочности K65.

Всего на конференции было заслушано свыше 65 докладов.

Конференция продемонстрировала высокую заинтересованность ученых и специалистов к регулярному обмену информацией по насущным проблемам сварки в газовой промышленности. Вместе с тем приходится констатировать, что при строительстве МГ в настоящее время для сварки используются, как правило, технологии, оборудование и расходимые материалы, разработанные и выпущенные за рубежом.

В. Я. Кононенко, канд. техн. наук,  
ГП «Экотехнология» МНТК ИЭС им. Е. О. Патона  
НАН Украины

## И. А. РЯБЦЕВУ — 70



В январе 2009 г. исполнилось 70 лет со дня рождения известного специалиста в области теории и металлургии износостойкой наплавки, заведующего отделом физико-металлургических процессов наплавки износостойких и жаропрочных сталей Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, кандидата технических наук Игоря Александровича Рябцева.

После окончания в 1961 г. Брянского института транспортного машиностроения в течение 1961–1969 гг. он проработал на Воронежском механическом заводе, где решал сложные задачи различных производств крупного предприятия, и прошел путь от мастера цеха до начальника бюро электронно-лучевой сварки и теплозащитных покрытий.

В 1969 г. И. А. Рябцев поступил в аспирантуру ИЭС им. Е. О. Патона, которую успешно закончил и защитил в 1973 г. диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук.

Дальнейшая научная и творческая жизнь Игоря Александровича связана с отделом физико-металлургических процессов наплавки ИЭС им. Е. О. Патона, который он и возглавил в 1997 г. Им успешно проведены исследования по разработке методов упрочнения многих деталей сельскохозяйственного оборудования, создана технология получения износостойкого биметаллического листа с различными типами покрытий, разработаны и освоены несколько

марок высокоуглеродистой стали для деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания. Под его руководством создан принципиально новый ряд наплавочных материалов, легированных фосфором и серой.

Впервые в СНГ Игорь Александрович совместно с коллегами разработал компьютерную систему, позволяющую оптимизировать технологии электродуговой наплавки деталей различного назначения. Эта работа получила признание специалистов металлургии, машиностроения и других производств, а также используется для подготовки студентов в вузах страны. Научная эрудиция и глубокое понимание процессов, происходящих при наплавке, позволили И. А. Рябцеву успешно сочетать научную деятельность с подготовкой и выпуском ежегодных отраслевых сборников по наплавке, организацией научных семинаров и конференций, в том числе международных. Он является членом редколлегий журналов «Автоматическая сварка» и «Сварщик».

И. А. Рябцев уделяет большое внимание подготовке молодых научных кадров. Под его научным руководством успешно защищены несколько кандидатских диссертаций. Он автор более 100 статей, опубликованных в отечественных и зарубежных изданиях. В соавторстве им выпущено пять монографий, посвященных различным аспектам износостойкой наплавке.

И. А. Рябцев полон сил и творческих замыслов. Сердечно поздравляем юбиляра и желаем ему крепкого здоровья и дальнейших успехов в научной деятельности.

## КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК в 2009 г. (СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ)

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
19–22.01	Шарья, ОАЭ	Выставка «Сталелитейное производство Ближнего Востока — STEELFAB 2009»	Expo Centre Sharjah www.steelfabme.com
10–12.02	Набережные Челны, Россия	7-я Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлообработка. Металлургия. Сварка-2009»	ВЦ ЭКСПО-КАМА
17–20.02	С.-Петербург, Россия	Специализированная выставка «Передовые технологии в машиностроении» с семинаром «Сварочные технологии в машиностроении»	ВК «Стачек 47»
24–26.02	Свалява, Карпаты, Украина	9-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы подготовки производства, заготовительного производства, обработки и сборки в машиностроении и приборостроении»	АТМ Украина тел./факс +38044 430 85 00
10–13.03	С.-Петербург, Россия	Петербургская техническая ярмарка	ВК «Ленэкспо»
24–27.03	Минск, Беларусь	9-я Международная специализированная выставка оборудования, приборов и инструментов для сварки и резки	МинскЭкспо тел. +37517 226 98 58 факс +37517 226 99 36
24–27.03	Новосибирск, Россия	Специализированная промышленная выставка «Металлы Сибири-2009»	МВЦ «Сибирская ярмарка»
31.03–03.04	Киев, Украина	Международная специализированная выставка «Металлообработка. Инструмент. Пластмасса»	МВЦ тел. +38 044 201 11 65, 201 11 56
07–09.04	Врно, Чехия	5-й Международный конгресс «Нержавеющие стали 2009»	www.stainless2009.com
07–10.04	Челябинск, Россия	Международная специализированная выставка «Машиностроение. Металлообработка. Сварка. Инструмент. Инновации-2008»	РВЦ «ЮжУралЭкспо»
14–16.04	Киев, Украина	Промышленные выставки «ПатонЭкспо 2009» с разделом «Сварка. Родственные технологии»	ПатонЭкспо т./факс +38044 200 80 89(9) www.paton.expo.kiev.ua
23–25.04	Сочи, Россия	Специализированная выставка-ярмарка «Сварка. Строительный инструмент-2009»	—
12–15.05	Москва, Россия	Международная выставка «Сварка и резка: Россия–Эссен-2009»	Экспоцентр, Мессе-Эссен ГмбХ тел. (495) 205 00 00 факс (495) 255 27 71 www.sus-me.ru
13–16.05	Сплит, Хорватия	4-я Международная конференция по сварке в судостроении	Hrvatsko Društvo za Tehniku Zavarivanja www.fsb.hr/hdtz
17–21.05	Одесса, Украина	Международная конференция «Титан СНГ 2009»	Ассоциация «Титан»
21–25.05	Венеция, Италия	Международная выставка «EuroJoin-2009» с практическим семинаром по подводной сварке	Instituto Italiano della Saldatura E-mail: franco.tezzi@iis.it
21–25.05	Юрга, Россия	VII Всероссийская конференция с международным участием «Инновационные технологии и экономика в машиностроении»	ЮТИ ТПУ г. Юрга тел./факс: 8 (38451) 65 39 5 UTISCIENCE@RAMBLER.ru
25–29.05	Киев, Украина	4-я Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2009)	ИЭС, НТТУ «КПИ», МАС тел./факс: (38044) 529 26 23 www.iaw.com.ua
26–28.05	Ялта, Украина	9-я Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий» с практическим семинаром «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горнометаллургической и машиностроительной промышленности»	АТМ Украина тел./факс +38044 430 85 00
Май	Минск, Беларусь	«Белорусский промышленный форум 2009»	Экспофорум www.expoforum.bg
Май	Николаев, Украина	Международная выставка «Судостроение-2009. Водный транспорт»	ЭкспоНиколаев www.exponikilaeв.com.ua
02–04.06	Магнитогорск, Россия	Межрегиональная выставка «Металлургия. Машиностроение. Металлообработка. Сварка-2009»	—
02–05.06	Шанхай, Китай	Международная выставка «Сварка и резка: Китай–Эссен-2009»	—

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организатор (контакты)
11–13.06	Анкара, Турция	1-я Международная конференция по сварочным технологиям «ICWET 2009»	www.icwet09.org
23–26.06	Нижний Новгород, Россия	XIII Международная специализированная выставка «Сварка-2009»	ЗАО «Нижегородская ярмарка» тел. (831) 277 54 96 факс (831) 277 55 86 http://www.yarmarka.ru
24–26.06	Форт Майерс, Флорида, США	Международная конференция по сварке «WELDS 2009»	Electric Power Research Institute E-mail: kqueen@epri.com
06–11.07	Сингапур	62-й Международный конгресс МИС с международной конференцией «Современные сварочные и родственные технологии»	Общество сварщиков Сингапура www.iiv2009.com
02–04.09	Екатеринбург, Россия	Международная выставка «Сварка, контроль и диагностика»	Уральские выставки тел. (343) 355 51 95, 370 33 74(75) www.uv2000.ru
14–19.09	Эссен, Германия	Международная выставка «Сварка и резка»	www.schweissenuschneiden.de
22–25.09	С.-Петербург, Россия	VI Международная конференция «Лучевые технологии и применение лазеров»	Санкт-Петербургский ГПУ тел. (812) 552 98 43 факс (812) 535 46 98 www.ltc.ru; www.lot-spb.ru
22–25.09	С.-Петербург, Россия	Международная выставка «Нева-2009» с конференцией «Современные сварочные технологии в судостроении»	ЛенЭкспо
Сентябрь	Одесса, Украина	Специализированная выставка продукции машиностроительных предприятий, станко- и приборостроения	ЦВТ Одесса тел./факс (0482) 35 99 98 www.expo-odessa.com
Сентябрь	Ростов-на Дону, Россия	Международная специализированная выставка «Металлургия. Машиностроение. Металлообработка-2009»	ВЦ ВЕРТОЛЭКСПО www.vertolexpo.ru
Сентябрь–октябрь	Одесса, Украина	Международная научно-практическая конференция «Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении»	АТМ Украина тел./ф. +38044 430 85 00
06–08.10	Челябинск, Россия	Межрегиональная выставка «Металлообработка. Сварка. Машиностроение. Экология-2009»	ВЦ «Выставочные ворота»
13–16.10	Москва, Россия	9-я Международная специализированная выставка «Weldex/Рос-сварка» (Материалы. Оборудование. Технологии)	МВЦ «Крокус Экспо» тел./факс (495) 925 34 42 www.weldex.ru
14–16.10	Стара Лесна, Словакия	1-й Международный региональный конгресс МИС Центральной и Восточной Европы «Перспективные конструкционные материалы, технологии их сварки и соединения»	Институт сварки www.vuz.sk
20–22.10	Сосновицы, Польша	Международная выставка «Silesia Welding»	Expo Silesia тел. 4832 78 87 507, -506 факс 48 78 87 503 www.exposilesia.pl
21–21.10	Ижевск, Россия	7-я Международная специализированная выставка «Машиностроение. Metallургия. Металлообработка»	ФОЦ «Здоровье» тел./факс (3412) 25 44 65, 25 48 68
Октябрь	Урга, Россия	Международная выставка «Сварка и контроль-2009»	ВК «Башкоркостан»
11–13.11	Казань, Россия	Специализированная выставка «Сварка и контроль-2009»	ВК «Дворец спорта»
24–27.11	Киев, Украина	VIII Международный промышленный форум с разделом «Укрсварка»	МВЦ тел. 38044 201 11 65 www.tech-expo.com.ua
Декабрь	Екатеринбург, Россия	Международная выставка-конференция «Сварка-2009»	Уральские выставки-2000

**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](mailto:sale@dm.severstalmetiz.com)

т/ф: (0562) 34-82-24, 35-83-69, 35-15-97  
Украина, 49081, г. Днепрпетровск, 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  
рифленные

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

**ГВОЗДИ  
БОЛТЫ  
ГАЙКИ  
ШАЙБЫ**

[www.dneprometiz.com.ua](http://www.dneprometiz.com.ua)



**ГЕФЕСТ**™

тел./факс: (044) 200-88-33

**ЭЛЕКТРОДЫ**

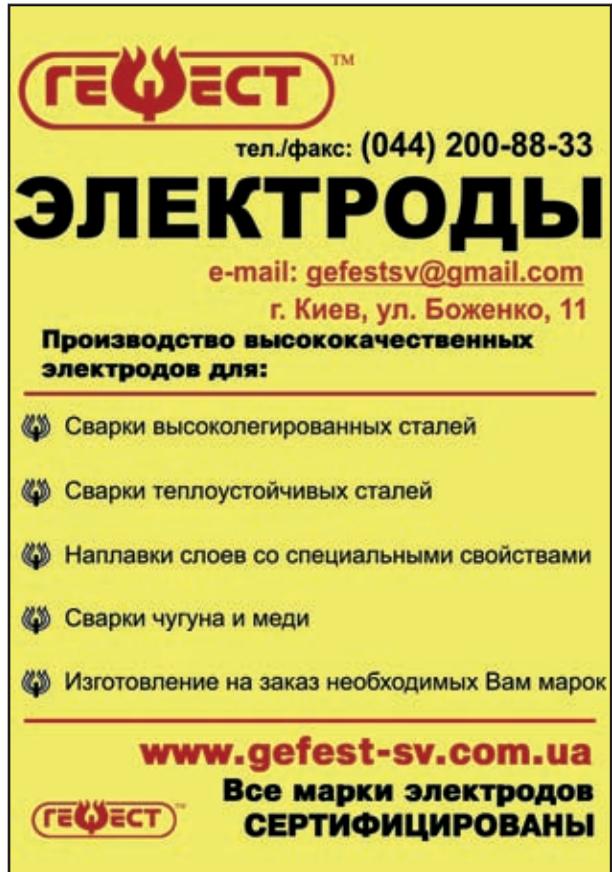
e-mail: [gefests@gmail.com](mailto:gefests@gmail.com)  
г. Киев, ул. Боженко, 11

**Производство высококачественных электродов для:**

- Сварки высоколегированных сталей
- Сварки теплоустойчивых сталей
- Наплавки слоев со специальными свойствами
- Сварки чугуна и меди
- Изготовление на заказ необходимых Вам марок

[www.gefest-sv.com.ua](http://www.gefest-sv.com.ua)  
**Все марки электродов  
СЕРТИФИЦИРОВАНЫ**

**ГЕФЕСТ**



**ОАО "ЗОНТ"**

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

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

**В  
Т  
О  
Г  
Е  
Н  
М  
А  
Ш**

**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](mailto:OAOZONT@ZONT.COM.UA)  
715-69-40, [WWW.ZONT.COM.UA](http://WWW.ZONT.COM.UA)  
Ф. +38 (048) 715-69-50 [WWW.AUTOGENMASH.COM](http://WWW.AUTOGENMASH.COM)



**АББ - сердце робототехники**

Робототехнические комплексы для дуговой и контактной сварки

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

АББ Лтд  
Украина, 03680, Киев-67  
бул. И. Лепсе, 4  
тел. +380 44 495 22 11  
факс +380 44 495 22 10  
e-mail: [robotics@ua.abb.com](mailto:robotics@ua.abb.com)  
[www.abb.ua](http://www.abb.ua)

**ABB**



15 лет на рынке сварочного оборудования Украины

**предприятие «Триада-Сварка» г. Запорожье**

- Электрогазосварочное оборудование
- Горелки к полуавтоматам
- Электрододержатели
- Пусконаладочные работы
- Ремонт сварочного оборудования, в том числе сложного
- Технологическое обеспечение сварочных процессов
- Автоматизированные сварочные линии и комплексы
- Проволока алюминиевая марки Al Mg 5  $\varnothing$  1,2 мм, Al Si 5  $\varnothing$  1,2 мм

**ABICOR BINZEL**  
**Fronius**  
**SELMA**



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

**ОАО «ЗАПОРОЖСЬКЕ СТЕКЛОФЛЮС»**

69035, Украина г. Запорожье, ул. Дягонова, 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 стеклоизделий» — один из крупнейших в Европе производителей сварочных флюсов.

На предприятии внедрена система управления качеством с получением Сертификатов «DVS ZERT e.V.» на соответствие требованиям стандарта DIN EN ISO 9001:2000, а также НТЦ «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины на соответствие требованиям ДСТУ ISO 9001:2001.

Продукция завода сертифицирована в УкрСЕПРО, Системе Российского Морского регистра судоходства, Госстандартом России, TUV Nord.

Флюсы сварочные  
 ♦ ГОСТ 9087-81 ♦ ТУ У 05416923.049-99  
 ♦ ГОСТ Р 52222-2004

♦ АН-348А ♦ АН-348АМ ♦ АН-348АП ♦ АН-348АЦ  
 ♦ АН-47 ♦ АН-47Д ♦ АН-47АП ♦ ОСЦ-45  
 ♦ АНЦ-1А ♦ АН-60

**ООО «ЦЕНТР ПРОМЫШЛЕННОЙ ДИАГНОСТИКИ И КОНТРОЛЯ»**

Предоставляет качественно и в полном объеме на территории Украины следующие услуги:

- контроль качества сварных соединений РГК, УЗН, ВНК, ЦД, МПД, герметичность, стилокопирование, замер твердости, механические испытания и лабораторные исследования;
- термообработка сварных соединений радиационным и индукционным методом;
- геодезическое обеспечение монтажно-строительных работ;
- аттестация персонала по контролю качества сварных соединений на АЭС.

«Центр» имеет все разрешительные документы и лицензии, необходимые для предоставления данных услуг на объектах НАЭК — Энергоатом и Госнадзорхрантруда.



Тел./факс: (38 044) 499 65 72; тел.: (38 044) 499 65 71  
Моб. тел.: (8 050) 334 82 46; (8 050) 334 82 24

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. Курсытская, 1  
г. Днепродзержинск  
49051, Украина

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



MEGAFIL® — обеспечение точности благодаря совершенной форме: полностью бесшовная порошковая проволока с уникальными сварочными свойствами для получения неразъемных соединений; благодаря своим стабильным размерам, отсутствию деформаций кручения она пригодна при решении широкого круга задач; гарантированная внутренняя защита от влаги позволяет использовать ее без повторной прокатки; важными преимуществами являются сверхвысокая электрическая проводимость и стабильное горение дуги. Поддержите свою форму с помощью MEGAFIL®.

MEGAFIL®: Продукция компании Дратцуг Штайн — наша серия бесшовных изделий, включая также высококачественные порошковые проволоки TOPCORE® и MECUFIL®.



**Drahtzug Stein**  
D-67317 Altleiningen  
Tel: +49(0) 6356 966-0  
Fax: +49(0) 6356 966-114  
E-mail: postmaster@drahtzug.de; www.drahtzug.de

Официальный представитель в Украине  
**АРКСЭЛ**  
83017, г. Донецк, пер. Витязий, 2а  
Тел.: (062) 332-2650(52)  
Тел./факс: 382-9449, 332-2651  
E-mail: info@arcsel.dn.ua; www.arcsel.dn.ua



маски  
катоды  
флюсы  
горелки  
редуктора  
проволоки  
электроды  
выпрямители  
плазмотроны  
клемы массы  
трансформаторы  
сварочные трактора  
керамические сопла  
держатели электрода  
сварочные полуавтоматы  
установки для автоматизированной плазменной резки  
оборудование для газоплазменной резки, наплавки, напыления  
установки для контактной сварки  
установки для микроплазменной сварки  
гарантийное и сервисное обслуживание  
установки очистки и фильтрации воздуха  
установки для автоматической сварки в среде защитных газов всех видов металла  
оборудование для антикоррозионной защиты  
установки для автоматической сварки под флюсом  
композиционные металлополимерные материалы



**ТОРГОВИЙ ДІМ  
ЗВАРЮВАННЯ**

03680, г. Киев, Украина, пр-т Глушкова, 1, пав.№21,  
тел./факс: (+380 44) 596-93-70, 596-93-76, 596-93-75, 596-92-20,  
e-mail: house@welding.kiev.ua, eduardch@ukr.net



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

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

**Электроды** — АНО-4, АНО-4И, АНО-6, АНО-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, ТМА-1У, ТМА-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-АНВ2У, ПП-НnX25П4НЗТ, 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**



**машины для газокислородной и плазменной резки**  
Точная и качественная резка деталей и заготовок из листового металла



<b>Газокислородная резка:</b>	<b>Плазменная резка:</b>
<ul style="list-style-type: none"> <li>→ в диапазоне толщин 5 ... 600 мм</li> <li>→ многорезаковая резка</li> <li>→ со скосом кромок под сварку</li> <li>→ резка слэбов и заготовок</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>→ в диапазоне токов 15 ... 1000 А</li> <li>→ в диапазоне толщин 0,5 ... 130 мм</li> <li>→ двухгазовая</li> <li>→ высокой плотности</li> <li>→ водоинжекционная</li> <li>→ надводная и подводная</li> </ul>

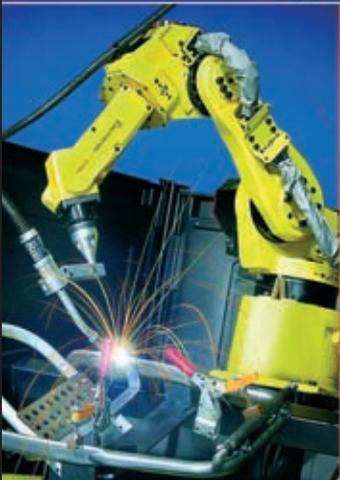
**От сложных комплексов «под ключ» до недорогих комплексов для предпринимателей**

**НПП «УСХМАШ»**, ул. Промышленная, 14, г. Одесса, 65031  
Тел./факс: +38 (048) 778-17-38; 778-17-45; 778-08-90; 728-06-08  
E-mail: marketing@techmach.com.ua; tm@%net.ua



**Automatic machines and robots for arc welding**

**Автоматические установки и роботы для дуговой сварки**



- УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ ПРЯМОЛИНЕЙНЫХ ШВОВ
- УСТАНОВКИ ДЛЯ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ
- РОБОТТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ КОМПЛЕКСЫ ДЛЯ СВАРКИ
- СВАРОЧНАЯ АППАРАТУРА

Украина, 03056, Киев, ул. Полевая, 24  
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



**Завод автогенного оборудования**

Запоріжжя	(061) 224-11-56
Київ	(044) 200-80-67
Дніпропетровськ	(056) 370-54-45
Донецьк	(062) 381-88-93
Харків	(0572) 50-16-89
Луганськ	(0642) 595-165
Львів	(0322) 45-00-68
Полтава	(0532) 50-89-67
Вінниця	(0432) 53-16-38
Сімферополь	(0652) 54-32-11
Черкаси	(0472) 64-35-28



**(06264) 5-77-13, 4-26-85**  
[svarka@donmet.com.ua](mailto:svarka@donmet.com.ua) [www.donmet.com.ua](http://www.donmet.com.ua)

Подписано к печати 16.12.2008. Формат 60x84/8. Офсетная печать.  
Усл. печ. л. 9,09. Усл. кр.-отт. 9,94. Уч.-изд. л. 10,45.