



**Учредители:** Национальная академия наук Украины  
Институт электросварки им. Е. О. Патона  
Международная ассоциация «Сварка»

**Издатель:** Международная ассоциация «Сварка»

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:**

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ  
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)  
Б. Брейтвейт (Великобритания)  
Д. фон Хофе (Германия)  
К. Буше (Франция)  
Гуань Цяо (Китай)  
У. Дилтай (Германия)  
П. Зайффарт (Германия)  
А. С. Зубченко (Россия)  
Т. Игар (США)  
К. Иноуэ (Япония)  
Н. И. Никифоров (Россия)  
Б. Е. Патон (Украина)  
Я. Пилярчик (Польша)  
Чжан Янмин (Китай)  
В. К. Шелег (Беларусь)

*Адрес редакции:*  
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
Институт электросварки  
им. Е. О. Патона НАН Украины  
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623  
Факс: (38044) 528 0486  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://www.nas.gov.ua/pwj

*Редакторы:*  
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина

*Электронная верстка:*  
И. С. Баташева, А. И. Сулима,  
И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной  
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

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

Цена договорная.

**СОДЕРЖАНИЕ**

Вклад сварщиков в Великую Победу ..... 3

**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

**Алексеев Г. М., Дилтай У., Гуменюк А. В., Туричин Г. А., Лопота В. А., Шилов С. С., Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И., Масычев В. И., Сысоев В. К.** Перспективы применения светодлазерных технологий ..... 5  
**Ющенко К. А., Савченко В. С., Червякова Л. В., Звягинцева А. В.** Высокотемпературная газовая коррозия лопаток турбин из никелевых сплавов в процессе эксплуатации ..... 12  
**Скульский В. Ю.** Структура металла в зоне сплавления и ЗТВ сварных соединений высокохромистых теплоустойчивых сталей ..... 15  
**Малый А. Б., Бутенко Ю. В., Хорунов В. Ф.** Свариваемость высоколегированных термоупрочняемых сплавов на никелевой основе (Обзор) ..... 24  
**Кузьмин С. В.** Кинетика разгона элементов многослойных пакетов металлических пластин при сварке взрывом ..... 29  
**Лазебнов П. П.** Коррозионно-электрохимические свойства хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах (Обзор) ..... 33

**ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ**

**Письменный А. С., Кислицын В. М.** Применение водорода и его смесей в экологически чистых процессах соединения металлов ..... 40  
**Лебедев В. А.** Механизированная резка металлов с применением полуавтомата ПШ107Р ..... 44  
**Самотугина Ю. С.** Технологические особенности локального упрочнения высокопрочного чугуна ..... 47  
**Каширский Ю. В., Зубченко А. С.** Информационный банк по конструкционным и сварочным материалам ..... 51

**КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ**

**Киселевский Ф. Н., Коляда В. А.** Калибровка триангуляционных оптических сенсоров ..... 57  
**Лесной А. Б., Касаткин О. Г., Замков В. Н.** Информационная система по сварке титана и его сплавов ..... 59  
**Захаров Л. С., Гаврик А. Р.** Электроды для ручной дуговой сварки теплоустойчивых сталей с 9 % хрома ..... 61  
Новости фирмы «СЭЛМА» ..... 62  
Диссертация на соискание ученой степени ..... 63  
Патенты в области сварочного производства ..... 64  
По зарубежным журналам ..... 65  
Новые книги ..... 70

**ХРОНИКА**

Профессор Джон Норриш — лауреат премии им. Е. О. Патона Международного института сварки ..... 73  
Региональный семинар Общества сварщиков Украины в г. Симферополе ..... 74

**ИНФОРМАЦИЯ** ..... 77

Разработано в ИЭС ..... 14, 28, 32, 39, 56

# Avtomaticheskaya Svarka

## (Automatic Welding)

№ 5 (623)  
May 2005

Published since 1948

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

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

**Publisher:** International Association «Welding»

### EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

**B. E. PATON**

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

### THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)  
B. Braithwaite (UK)  
C. Boucher (France)  
D. von Hofe (Germany)  
Guan Qiao (China)  
U. Dilthey (Germany)  
P. Seyffarth (Germany)  
A. S. Zubchenko (Russia)  
T. Eagar (USA)  
K. Inoue (Japan)  
N. I. Nikiforov (Russia)  
B. E. Paton (Ukraine)  
Ya. Pilarczyk (Poland)  
Zhang Yanmin (China)  
V. K. Sheleg (Belarus)

### Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute  
of the NAS of Ukraine,  
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine  
Tel.: (38044) 227 63 02, 269 26 23  
Fax: (38044) 268 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

Contribution of welders to the Great Victory ..... 3

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

**Alekseev G. M., Dilthey U., Gumenyuk A. V., Turichin G. A., Lopota V. A., Shilov S. S., Grigoryants A. G., Shiganov I. N., Misyurov V. I., Masychev A. I., Sysoev V. K.** Prospects of application of light-laser technologies ..... 5  
**Yushchenko K. A., Savchenko V. S., Chervyakova L. V., Zvyagintseva A. V.** In-service high-temperature gas corrosion of turbine blades made from nickel alloys ..... 12  
**Skulsky V. Yu.** Metal structure in fusion zone and HAZ of welded joints made from high-chromium heat-resistant steels ..... 15  
**Malyi A. B., Butenko Yu. V., Khorunov V. F.** Weldability of high-alloy heat-hardened alloys on nickel base (Review) ..... 24  
**Kuzmin S. V.** Kinetics of acceleration of elements of multi-layer stacks of metal plates in explosion welding ..... 29  
**Lazebnov P. P.** Corrosion-electrochemical properties of chromium-nickel deposited metal in alkali media (Review) ..... 33

### INDUSTRIAL

**Pismennyi A. S., Kislitsin V. M.** Application of hydrogen and its mixtures in ecologically clean processes of metal joining ..... 40  
**Lebedev V. A.** Mechanized cutting of metals using a semi-automatic machine PSh107R ..... 44  
**Samotugina Yu. S.** Technological specifics of local hardening of high-strength cast iron ..... 47  
**Kashirsky Yu. V., Zubchenko A. S.** Information bank on structural and welding materials ..... 51

### BRIEF INFORMATION

**Kiselevsky F. N., Kolyada V. A.** Calibration of triangular optical sensors ..... 57  
**Lesnoy A. B., Kasatkin O. G., Zamkov V. N.** Information system on welding titanium and its alloys ..... 59  
**Zakharov L. S., Gavrik A. R.** Electrodes for manual arc welding of heat-resistant steels with 9 % Cr ..... 61  
News of company «SELMA» ..... 62  
Thesis for scientific degree ..... 63  
Patents in the field of welding ..... 64  
Review of foreign journals ..... 65  
New books ..... 70

### NEWS

Professor John Norrish is the laureate of Evgenij Paton Prize of the International Institute of Welding ..... 73  
Regional Seminar of Welding Society of Ukraine in Simferopol city ..... 74

INFORMATION ..... 77

Developed at the PWI ..... 14, 28, 32, 39, 56

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

## ВКЛАД СВАРЩИКОВ В ВЕЛИКУЮ ПОБЕДУ

Знаменательную дату — 60-летие Победы над гитлеровской Германией — вместе со всеми отмечает и многомиллионный отряд сварщиков стран СНГ — ученые, инженеры, техники, рабочие.

Электросварка — великое изобретение — была и остается одним из ведущих способов обработки металлов, который на многих решающих этапах нашей истории оказывал огромное влияние на развитие индустрии. К таким историческим этапам относятся и период предвоенных пятилеток, когда быстрыми темпами росла экономическая и оборонная мощь государства, и период Великой Отечественной войны, когда все силы были отданы разгрому врага.

Развитию сварочного производства в бывшем СССР постоянно уделялось огромное внимание. Историческую роль в развитии сварки в годы первых пятилеток сыграли постановления Совета Труда и Оборона СССР о производстве сварочного оборудования и материалов (1929) и развитии электросварки и автогенного дела (1934). Если в 1928 г. в нашей стране находилось в эксплуатации примерно 1200 сварочных установок и объем производства сварных конструкций не превышал 30 тыс. т, то в 1940 г. в промышленности действовало уже более 60 тыс. сварочных постов, выпуск сварных изделий составлял 2,5 млн т, численность электро- и газосварщиков достигла почти 110 тыс. человек.

Большой вклад в развитие электросварки и ее широкое промышленное применение в предвоенное десятилетие внесли инженеры сварочного производства, подготовку которых вели более десяти высших учебных заведений СССР. Исследования в области сварки металлов проводились во многих учебных заведениях, научно-исследовательских институтах и лабораториях заводов.

В Дальневосточном политехническом институте под руководством В. П. Вологодина в довоенный период проводились исследования прочности сварных соединений сосудов и мостов.

В Ленинградском электротехническом институте им. В. И. Ульянова (Ленина) под руководством А. А. Алексеева были изучены особенности работы различного сварочного оборудования, а на заводе «Электрик» в 1936 г. было освоено производство новых машин для контактной сварки, сварочных «стахановских» трансформаторов типа СТЭ-24 и СТЭ-34, генераторов типа СМГ, автоматов АГЭ-1.

В МВТУ им. Н. Э. Баумана под руководством В. П. Никитина, К. К. Хренова, Г. А. Николаева и Н. Н. Рыкалина проводились исследования с целью разработки новых образцов сварочного оборудования и материалов, методов определения напряжений и деформаций и расчета сложных сварных конструкций, методов расчета тепловых процессов при сварке.

Значительный объем исследовательских работ по расчету и проектированию крупных сварных конструкций был выполнен в довоенные годы в Ленинградском политехническом институте под руководством Н. О. Окерблома и в ЦНИИпроектстальконструкции (Москва) под руководством Н. П. Мельникова.

Исследования металлургических процессов и разработка новых электродов для сварки различных материалов, а также технологии и оборудования для автоматической сварки осуществлялись в отделе сварки ЦНИИТмаш под руководством К. В. Любавского, А. А. Ерохина, А. С. Гельмана и др. Разработанные в 1937 г. в ЦНИИТмаш сварочные электроды типа ОММ-5 с ильменитовым покрытием на протяжении более 20 лет широко применялись при ручной сварке низкоуглеродистых сталей.

Исключительно важное значение для освоения технологии ручной дуговой сварки ответственных конструкций из легированных сталей имело создание в 1938 г. К. В. Петранем электродов серии УОНИ-13 с основным (фтористокальциевым) покрытием, которые широко применялись в годы войны и используются вплоть до настоящего времени.

Исследования в области прочности сварных конструкций, металлургии и металловедения сварки, свойств электрической дуги, механизации и автоматизации дуговой сварки проводились в довоенные годы в Институте электросварки под руководством Е. О. Патона. Был создан отечественный способ автоматической скоростной сварки под флюсом сталей, разработан сварочный флюс АН-1 для скоростной сварки и освоено его промышленное

производство. В результате накануне Великой Отечественной войны СССР уже обладал достаточно мощным научным и техническим потенциалом в области сварки.

В первые месяцы войны по инициативе Е. О. Патона Институт электросварки АН УССР был эвакуирован на Урал, где приступил к разработке технологии автоматической сварки под флюсом броневых и других специальных сталей для танковых корпусов, артиллерийского вооружения, авиационных бомб и другой техники и боеприпасов. К началу 1942 г. была разработана технология и введены в эксплуатацию первые девять автоматических установок для сварки отдельных узлов танков, а также несколько установок для сварки корпусов бомб. Особую роль в увеличении выпуска боевой техники, необходимой фронту, сыграла автоматическая сварка под флюсом. Один сварщик невысокой квалификации на автоматической установке выполнял такой же объем работы за смену, как десять высококвалифицированных сварщиков, применявших ручную сварку. В условиях дефицита трудовых ресурсов в военное время, когда тысячи сварщиков с оружием в руках защищали Родину, это был главный путь к увеличению выпуска вооружения, боеприпасов, различной военной техники. В 1942 г. на базовом танковом заводе уже работала поточная линия по сборке и сварке бронекорпусов танков Т-34, включающая 19 установок для автоматической сварки, а всего на различных заводах оборонной промышленности работало более 60 таких установок. Известно, что к концу 1942 г. Советский Союз по выпуску танков опередил фашистскую Германию. Всего за годы войны сотрудниками Института электросварки было введено в эксплуатацию более 100 разнообразных сварочных установок на 52 заводах страны. Производство танков за этот период возросло более чем в 6 раз, орудий — более чем в 4 раза.

Напряженную работу по внедрению сварочной техники на заводах оборонной промышленности проводил отдел сварки ЦНИИТмаш. На заводах, выпускавших авиабомбы и различное вооружение, создавались и внедрялись оборудование, технология и материалы для автоматической сварки под флюсом. Для дуговой сварки рельсов был создан специальный рельсосварочный поезд.

Сотрудники кафедры сварки МВТУ им. Н. Э. Баумана в период войны интенсивно работали в области сварки спецсталей для артиллерийских систем, методов контроля сварных соединений. Внедрение штампосварных конструкций с применением контактной сварки, автоматической газокислородной сварки и резки сталей позволило значительно увеличить выпуск стрелкового автоматического оружия.

Значительный вклад в дело восстановления поврежденных железнодорожных мостов, а также военных кораблей и транспортных судов был внесен лабораторией подводной сварки и резки Московского электромеханического института инженеров транспорта, руководимой К. К. Хреновым.

Важные задания военного командования выполняли также кафедры сварки Ленинградского политехнического и Уральского индустриального институтов, лаборатории сварки на ряде заводов. Громадный объем работ по применению сварки в монтажных условиях при возведении цехов, домен, мостов, строительстве трубопроводов был выполнен в годы войны рядом специальных проектных и других организаций. Среди них строительство таких уникальных сооружений, как сварной бензопровод Астрахань–Сталинград, трубопровод, проложенный в осажденный Ленинград по дну Ладожского озера, и др.

Следует особо отметить, что и в военные годы проводились интенсивные исследования, позволившие получить важные научные результаты. Среди них открытие явления саморегулирования дуги (В. И. Дятлов), экспериментальное доказательство наличия дугового разряда при сварке под флюсом (Б. Е. Патон, А. М. Макара), создание принципиально новых сварочных головок (П. И. Севбо и др.), разработка флюсов из местного сырья (А. И. Коренной, Т. М. Слуцкая).

За выдающиеся научно-технические достижения директору Института электросварки Е. О. Патону было присвоено звание Героя Социалистического Труда (1943). Следует отметить творческий подвиг также других ученых и специалистов института. Среди них А. Е. Аснис, Л. М. Богачек, Г. З. Волошкевич, М. С. Грохотов, Л. М. Гутман, В. И. Дятлов, А. А. Казимиров, А. И. Коренной, А. М. Макара, Б. И. Медовар, И. К. Олейник, С. А. Островская, Б. Е. Патон, Д. М. Рабкин, С. В. Радченко, Г. В. Раевский, С. С. Савенко, П. И. Севбо, А. М. Сидоренко, М. М. Сидоренко, Т. М. Слуцкая, Ф. Ю. Сороковский, В. В. Черепанов. Поистине неоценимой была и роль многотысячного отряда рабочих-сварщиков, которые выполняли по два-три сменных задания, они также внесли достойный вклад в героическую борьбу во имя Великой Победы, во имя мира и жизни на земле.



## ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ СВЕТОЛАЗЕРНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

**Г. М. АЛЕКСЕЕВ**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, **У. ДИЛТАЙ**<sup>2</sup>, проф., д-р-инж., **А. В. ГУМЕНЮК**<sup>2</sup>, д-р-инж., **Г. А. ТУРИЧИН**<sup>3</sup>, д-р техн. наук, чл.-корр. РАН **В. А. ЛОПОТА**<sup>3</sup>, **С. С. ШИЛОВ**<sup>1</sup>, канд. техн. наук, **А. Г. ГРИГОРЬЯНЦ**<sup>4</sup>, **И. Н. ШИГАНОВ**<sup>4</sup>, доктора техн. наук, **А. И. МИСЮРОВ**<sup>1</sup>, **В. И. МАСЫЧЕВ**<sup>3</sup>, кандидаты техн. наук, **В. К. СЫСОЕВ**<sup>5</sup>, д-р техн. наук

Рассмотрены тенденции развития лазерной сварки, в том числе гибридных процессов. Показана перспективность применения светолазерного оборудования, характеризующегося снижением энергозатрат и расширением технологических возможностей. Отмечены области возможного эффективного использования светолазерных технологий.

*Ключевые слова:* лазерные технологии, лазерная сварка, гибридные способы, светолазерная технология, энергозатраты, моделирование, технологические возможности

Высокая монохроматичность, когерентность и низкая расходимость лазерного излучения позволили создать перспективный вид высококонцентрированного теплового источника. Луч лазера открыл новые возможности в теории и практике сварочных процессов. Сегодня он является единственным сварочным источником энергии, который при атмосферных условиях позволяет получить плотности мощности более  $10^6$  Вт/см<sup>2</sup>.

В настоящее время мировая промышленность практически повсеместно использует локальный термический нагрев материалов концентрированным лазерным излучением. При фокусировке мощных когерентных лазерных пучков на поверхности материалов происходят такие фазовые превращения конденсированных сред, как плавление, испарение, переходы второго рода. Они являются физической основой ряда технологических процессов: резки, сварки, термообработки, легирования и др. В настоящее время в мире производится и продается лазерного оборудования для обработки материалов примерно на 1,0 млрд дол. США/год [1].

Одними из важнейших технологических процессов являются лазерная сварка (ЛС) и наплавка. Сварке подвергаются практически любые материалы (металлы, композиционные и органические материалы и т. д.) в любых условиях (на земле, в океане, космосе). Результаты специального исследования, выполненного Американским сварочным обществом и Эдисоновским институтом сварки в 1999–2000-х годах по количественной оценке вклада сварки в ключевые отрасли промышленности подтверждают, что более половины валового национального продукта промышленно развитых стран создается с помощью сварки и родственных технологий.

С каждым годом требования к сварке как к процессу, основанному на термическом нагреве материалов, возрастают. Такие традиционные способы, как газовая сварка, электродуговая и др., все чаще заменяются лазерными, отличающимися прецизионностью, универсальностью и имеющими целый ряд технологических преимуществ: лазерные технологии высокопроизводительны, позволяют избежать сварочных дефектов и повысить эксплуатационные свойства изделия. При лазерной обработке материалов происходит минимальное выгорание легирующих элементов. Процесс является экологически чистым, существует возможность его автоматизации.

Лазерные технологии помогают потребителям решить целый ряд проблем таких, как увеличение производительности и снижение себестоимости продукции, повышение технологической прочности и качества продукции, улучшение внешнего вида изделия. В качестве лазерного источника широко используются различные типы газовых и твердотельных лазеров, в частности, мощные газовые CO<sub>2</sub>-лазеры (0,5... 5 кВт и более) и твердотельные Nd:YAG-лазеры соответственно с длинами волн 10,6 и 1,06 мкм. В последние годы в мире наблюдается тенденция преимущественного применения твердотельных Nd:YAG-лазеров, которые позволяют передавать излучение по световоду и манипулировать сварочной головкой при размещении ее на роботе, а также производить сварку объемных конструкций (в авиакосмической отрасли, судостроении, вагоностроении и т. д.).

Технические и эксплуатационные параметры мощных лазерных систем непрерывно совершенствуются, однако процессы сварки с помощью лазеров все еще остаются достаточно дорогостоящими. По данным Центра лазерных технологий США (г. Плимут), стоимость 1 Вт энергии твердотельных лазеров составляет 120... 200 дол. США. Для нового поколения твердотельных волоконных лазеров, которые могут успешно резать и сваривать даже алюминий и медь (материалы с высоким коэффициентом отражения), стоимость 1 Вт достигает 300 дол. США. Все это сдерживает широкое использование мощных лазеров в сварочном про-

<sup>1</sup> ОАО «НИИТавтопром».

<sup>2</sup> ISF-Welding Institute, Aachen University.

<sup>3</sup> Институт лазерной технологии СПбГТУ.

<sup>4</sup> МГТУ им. Н. Э. Баумана.

<sup>5</sup> ФГУП НПО им. С. А. Лавочкина.



изводстве и заставляет искать пути снижения энергетических затрат.

Анализ применения лазеров показывает, что основным физическим и техническим ограничением на пути снижения стоимости единицы энергии лазерного излучения является КПД преобразования электрической энергии накачки в когерентное излучение. КПД современных мощных лазерных систем составляет 10... 15 % для  $\text{CO}_2$ -лазеров и 1... 3 % для Nd:YAG-лазеров. Резервы повышения КПД в значительной мере исчерпаны, так как они приближаются к предельным физическим характеристикам активных сред.

ЛС, обладая определенными преимуществами по сравнению с известными классическими способами, имеет и ряд недостатков [2]: жесткие термические циклы, которые могут приводить к снижению технологической прочности сварных соединений; вероятность образования брызг при высоких скоростях сварки; затруднительное газовыделение из расплавленного металла шва при высоких скоростях сварки и соответственно повышенное порообразование; гидродинамическая неустойчивость ванны расплава при высоких скоростях сварки; низкое значение полного КПД; высокая себестоимость сварки погонного метра шва. Технология ЛС имеет, как и любой другой способ, свои преимущества и недостатки, которые определяют границы ее технологических возможностей и эффективные технико-экономические области применения.

Прогресс в создании мощных потоков когерентной энергии идет по пути наращивания мощности излучения с соответствующим увеличением потребляемой электрической мощности. Это, в свою очередь, ведет к техническому усложнению лазерного сварочного оборудования, снижению его надежности и технико-экономических показателей и в итоге не позволяет в полной мере реализовать принципиальные возможности лазерной технологии. ЛС получила свое дальнейшее развитие в виде создания гибридных способов — двухлучевой лазерной, лазерно-дуговой, лазерно-индукционной, лазерно-плазменной, светолазерной, которые

находят все большее применение в промышленности вследствие своей высокой технико-экономической эффективности. Соединение различных способов сварки с лазерной в единый технологический сварочный процесс позволяет нивелировать недостатки каждого способа и достичь расширения технологических возможностей. Светолазерный способ сварки обладает широкими технологическими возможностями, так как позволяет программировать температуру в точке обработки на изделия по заданному термическому циклу [3], что, в частности, позволяет производить сварку встык тонколистовых материалов без присадки.

Авторы работы [4] на основе анализа особенностей комбинированного воздействия на металлы при использовании гибридных способов сварки сделали вывод о существовании взаимосвязи гибридных источников тепла (лазерного и дугового), приводящей к нарушению аддитивности теплового воздействия на изделие. Последнее означает, что комбинированный источник тепла может обеспечить более высокую скорость металлообработки, чем каждый отдельно при эффективной мощности каждого из источников, эквивалентной суммарной мощности источников (в условиях отсутствия взаимодействия между ними). Иными словами, совместное использование источников тепла для гибридных способов сварки дает возможность при значительно меньшей мощности лазерного излучения достичь такой же производительности процесса, как и при обычной ЛС. Необходимо также отметить, что использование гибридных способов сварки позволяет повышать производительность процессов металлообработки не за счет дорогостоящей энергии лазерного излучения, а за счет более дешевой энергии второго источника тепла. В этом состоит одно из основных преимуществ гибридных способов соединения и обработки металлов.

Таким образом, коммерческая востребованность в светолазерном оборудовании и технологиях определяется снижением стоимости энергозатрат при светолазерной обработке при одновременном расширении технологических возможностей.

**Снижение энергозатрат при светолазерной обработке.** Существенный прогресс в разработке энергоэкономных технологий может быть достигнут при переходе на новую концепцию термического нагрева материалов. Суть ее заключается в интегральном подходе, т. е. применении для нагрева материалов комбинации двух нагревателей, использующих различные методы генерации чистой энергии и активирования поверхности в точке обработки световым лучом в реальном масштабе времени.

Для нагрева материалов и последующей сварки или наплавки наряду с когерентным источником нагрева (лазером) предлагается использовать энергию полихроматического газоразрядного светового источника, имеющего специальную оптическую фокусирующую систему (рис. 1).

Поглощательная способность  $A$  обрабатываемой лазерным излучением поверхности зависит от длины волны лазерного излучения, температуры и

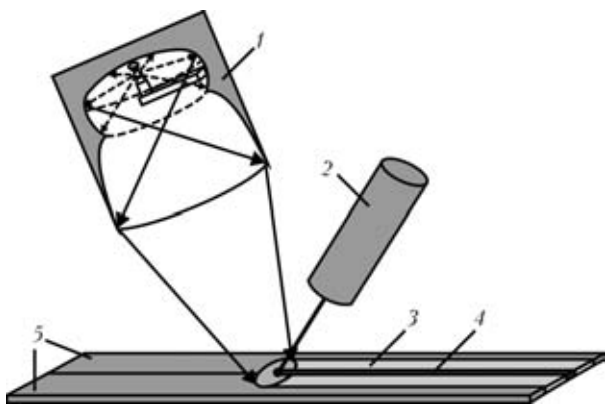


Рис. 1. Схема светолазерной сварки при использовании Nd:YAG- или  $\text{CO}_2$ -лазеров в комбинации с мощными полихроматическими источниками энергии: 1 — полихроматический источник энергии; 2 — Nd:YAG- или  $\text{CO}_2$ -лазер; 3 — зона нагрева металла световым источником; 4 — сварной шов; 5 — свариваемые детали

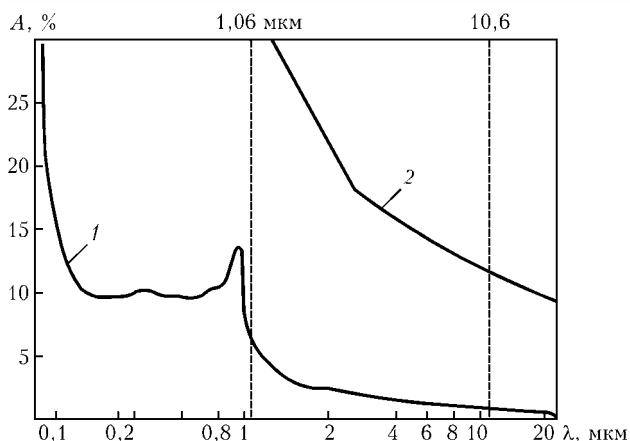


Рис. 2. Зависимость поглощательной способности от длины волны лазерного излучения для алюминия (1) и стали (2)

оптических свойств поверхности [2]. На рис. 2 приведена зависимость поглощательной способности стали и алюминия от длины волны лазерного излучения при комнатной температуре.

Поглощательная способность алюминия составляет около 2 % при применении CO<sub>2</sub>-лазера с длиной волны 10,6 мкм и 5...10 % при применении твердотельного лазера с λ = 1,06 мкм. Лазерное излучение поглощается металлическими материалами в скин-слое и через электроны проводимости энергия передается вглубь металла. Постепенно температура электронного газа и кристаллической решетки выравниваются и примерно через 10<sup>-9</sup>...10<sup>-8</sup> с можно говорить об общей температуре металла в зоне обработки.

Значение коэффициента отражения и поглощения в зависимости от угла падения для полированных поверхностей металлов при относительно невысоких температурах известно. В соответствии с соотношением Хагена-Рубенса коэффициент поглощения A определяется значением коэффициента электропроводности:

$$A \sim \sigma^{-1/2},$$

где σ — удельная электропроводность металла, (Ом·м)<sup>-1</sup>.

Поскольку электропроводность металлов уменьшается при повышении температуры (рис. 3), то соответственно возрастает и коэффициент поглощения. При переходе металла из твердого состояния в жидкое количество электронов проводимости на один атом металла, плотность металла, удельное сопротивление металла (при постоянном токе) изменяются, что приводит в соответствии с законом Хагена-Рубенса к увеличению коэффициента поглощения при повышении температуры в точке нагрева металла (рис. 4).

Низкий уровень поглощательной способности обрабатываемой поверхности и ее зависимость от длины волны лазерного излучения являются существенными недостатками технологии лазерной обработки, так как приводят к значительному повышению порогового значения уровня плотности мощности, необходимой для обработки материала. Однако поглощательная способность металла может быть существенно повышена специальной об-

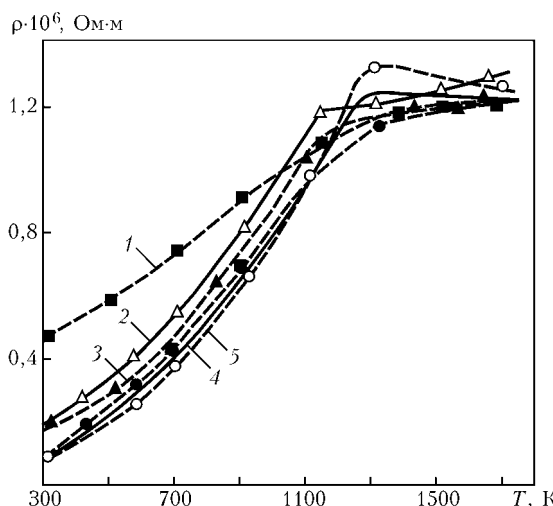


Рис. 3. Температурная зависимость удельного сопротивления для железа и сталей: 1 — ЭЗХ138; 2 — Ст45; 3 — СтУ12; 4, 5 — Fe

работкой поверхности с использованием физических методов, которые осуществляются одновременно (параллельно) с ЛС и, изменяя оптические свойства поверхности, значительно увеличивают поглощательную способность.

С целью определения эффективности использования световой энергии при светолазерной сварке выполнена работа по созданию математической модели процесса. Данная модель расчета энергетических параметров гибридного процесса лазер + свет для сварки тонколистовых металлических материалов позволит перейти к автоматизированному проектированию гибридного процесса сварки путем проведения предварительного вычислительного эксперимента на компьютере взамен дорогостоящих и длительных натуральных экспериментальных работ и расчетному обоснованию проведения массированного маркетинга в возможных областях применения этого процесса. Экспериментальные работы в этом случае необходимы лишь

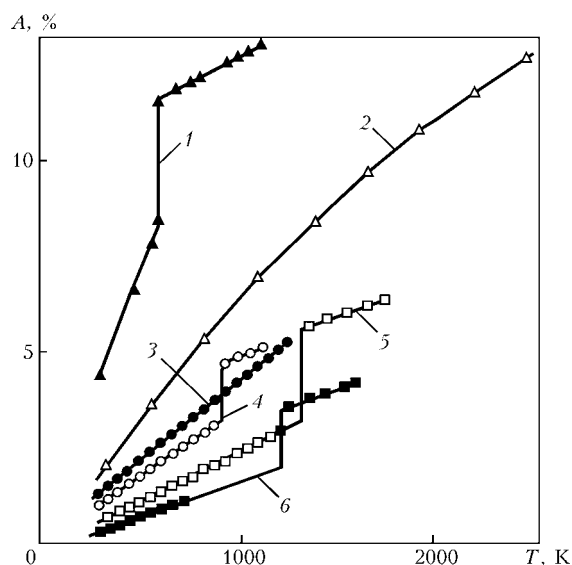


Рис. 4. Температурная зависимость коэффициента поглощения излучения CO<sub>2</sub>-лазера для чистых металлов: 1 — Pb; 2 — W; 3 — Cu; 4 — Al; 5 — Al; 6 — Ag



для точечной проверки компьютерного моделирования процесса формирования ванны и шва.

**Моделирование совместного действия на материал лазерного излучения и сфокусированного излучения мощного светового излучателя.** При совместном действии когерентного лазерного излучения и сфокусированного излучения мощного полихроматического светового излучателя на металл на его поверхности формируется тепловой источник, пространственное распределение которого определяется суперпозицией потоков излучения от лазера и светового излучателя. Для построения математической модели светового нагрева на поверхности материала задана двумерная квадратная сетка с количеством ячеек  $30 \times 30$  и шагом, равным  $0,1$  фокального радиуса пятна от светового излучателя. Источник задавался распределением интенсивности падающего излучения по узлам сетки. Для описания лазерного источника (в зависимости от плотности мощности падающего излучения) использовали разработанную ранее модель глубокого проплавления [5], или в случае, когда плотность мощности недостаточна для формирования парогазового канала, вводили дополнительную поверхностную сетку  $5 \times 5$  с шагом, равным фокальному радиусу лазерного луча, лазерный источник задавали тем же способом, что и световой. Выбранная схема позволила моделировать процесс лазерно-светового нагрева при возможности менять взаимное положение лазерного и светового фокальных пятен на изделии. Процесс нагрева изделия рассматривали в квазистационарном приближении, когда в движущейся вместе с источником системе координат тепловые поля не зависят явно от времени.

Нагрев поверхности изделия потоком сфокусированного излучения мощного светового излучателя приводит к возникновению на поверхности металла распределенного движущегося поверхностного теплового источника. Распределение теплового потока в материал от этого источника определяется локальными значениями плотности мощности потока излучения и локальными значениями коэффициента поглощения излучения, зависящими от температуры поверхности через значение поверхностного импеданса. Таким образом, задача о нагреве материала световым источником тепла оказывается нелинейной, так как мощность теплового источника зависит от температуры поверхности.

Рассмотрим сначала задачу в линейной постановке. Воспользуемся известным выражением для функции Грина трехмерной задачи теплопроводности в подвижной системе координат. С учетом температурной нелинейности коэффициента поглощения это выражение представляет собой интегральное уравнение, для решения которого разработан следующий алгоритм: на первом этапе определяется только температура поверхности. При вычислении интеграла суммированием по двумерной сетке возникающее при этом в каждой ячейке алгебраическое нелинейное уравнение решалось методом простой итерации. При этом определяли локальную температуру в каждой ячейке сетки на поверхности и с ее помощью локальное значение поглощенной мощности излучения светового излу-

чателя. Затем с известным значением распределения поглощенной мощности рассчитывали тепловое поле от светового источника теплоты, которое суммировали с тепловым полем лазерного источника, вид которого, как указано выше, определяли значением плотности мощности лазерного излучения.

Найденное поверхностное распределение температуры и теплового потока позволило перейти к решению тепловой задачи и определению глубины проплавления. Для этих целей уравнение теплопроводности, записанное в подвижной системе координат, перемещающейся вместе с лазерным лучом, решали по явной схеме на трехмерной адаптивной сетке, шаг которой в направлении оси  $Z$  (нормали к поверхности изделия) определяли на основе предварительного аналитического решения задачи о нагреве материала соответствующим по мощности точечным источником с тем условием, чтобы на глубине сварочной ванны поместилось не менее  $30$  ячеек сетки. На границах сетки полученные численные решения «сшивались» с аналитическими решениями задачи о распространении тепла от распределенного теплового источника. Условиями «сшивки» выбраны непрерывность температуры и ее пространственных производных. Использование аналитических решений для областей, удаленных от теплового источника, позволило учесть конструктивное оформление сварного соединения путем введения «эффективных» отраженных источников, обеспечивающих адиабатичность поверхностей изделия.

Описанный алгоритм реализован в виде PC-ориентированной программы на языке Pascal в системе визуального программирования DELPHI 6 и оптимизирован по быстродействию и размеру занимаемой памяти. Он обеспечивает время моделирования одного режима сварки, не превышающее нескольких минут при использовании современных персональных компьютеров. Подключенные к системе диалоговый интерфейс и банки данных по свойствам материалов и параметрам технологического оборудования позволяют прогнозировать размеры и форму сварочной ванны, рассчитывать термические циклы любых точек шва и околошовной зоны, подбирать параметры лазера, светового излучателя и их взаимное расположение. Используемая расчетная схема позволяет гарантировать точность расчетов в пределах  $5...7\%$  относительной ошибки.

**Области возможного использования светолазерного оборудования и технологий.** Важным показателем создаваемого оборудования является возможность программирования температуры в точке обработки на изделии по заданному оптимальному термическому циклу [6–8] при сварке встык тонколистовых материалов по трехкоординатной (объемной) траектории шва. Например, программа создания ультралегкого стального автомобильного кузова ULSAB (Ultralight Steel Auto Body) предлагает использовать закаливающиеся высокопрочные и сверхпрочные стали, что позволяет уменьшить массу деталей кузова до  $30\%$ . При этом данные стали хорошо противостоят удар-





ным нагрузкам и имеют высокие эксплуатационные качества. Для сварки деталей кузова по программе ULSAB рекомендована ЛС. Последняя, учитывая жесткость термического цикла, приводит к образованию в сварном соединении закалочных структур.

Термические сварочные циклы оказывают значительное влияние на свариваемость металлов. Уменьшение жесткости термического цикла, которое в определенных случаях может благоприятно сказываться на свариваемости, может быть реализовано одновременным наложением термического цикла ЛС и менее жестких термических циклов светолучевой обработки [9–12], используя их в режиме предварительного, сопутствующего и последующего подогрева по заданному программируемому термическому циклу для получения в реальном масштабе времени оптимальной структуры металла в сварном соединении.

Программа ULSAB разработана американскими и европейскими ведущими автомобильными фирмами, производителями стали и научными организациями и направлена на демонстрацию эффективного использования стали в производстве автомобилей с существенно сниженной массой.

Светолазерная обработка находит широкое применение при наплавке металлических порошков со специальными свойствами (DMD-процесс), а также для повышения износостойкости быстроизнашиваемых поверхностей деталей нефте- и газодобывающих буровых установок, например, ниппелей бурового райбера. Ниппели с покрытием служат для соединения сервисных трубопроводов установок глубоководного бурения. Высокоинтенсивные способы обработки когерентным излучением, позволяющие получать высококачественные изделия при сварке, наплавке, термообработке и т. д., достаточно перспективны при изготовлении авиакосмических изделий, где высокое качество должно быть гарантировано. Вместе с тем получение гарантированно высокого качества изделий с повышенными эксплуатационными свойствами требует применения материалов с особыми свойствами (композиционных, высокопрочных, высоколегированных и т. п.). При сварке, наплавке и термообработке этих материалов снижается ресурс их технологической прочности (способность к релаксации напряжений, сопротивляемость образованию трещин в сварных соединениях и т. д.), что требует использования программируемых оптимальных термических циклов в зоне обработки. Например, процесс порообразования при сварке алюминиевых сплавов относится к сложным физико-химическим явлениям и его развитие обусловлено не только свойствами исходного металла, но и параметрами сварки [2]. Одной из основных причин порообразования при сварке алюминия и его сплавов является водород, попадающий в металл сварочной ванны из основного и присадочного металла. Из-за высокого сродства расплавленного металла к водороду и падения растворимости, которое наблюдается во время кристаллизации алюминия, необходимо принять меры по предотвращению любого притока водорода в зону шва. Расплавленный алюминиевый сплав при температуре

Таблица 1. Требования к величине зазора и смещению кромок стыковых соединений при лазерной сварке

Толщина металла, мм	Скорость сварки, мм/с	Максимально допустимая величина зазора $b$ , мм	Максимально допустимое смещение кромок $\Delta H$ , мм
0,8...1,5	5,5...22,2	0,12	0,1
0,8...1,5	22,2...33,3	0,10	0,1

660 °С может растворить около 0,7 см<sup>3</sup>/100 г водорода, а при 658 °С, как только он кристаллизовался, — только 0,036. Отличительной чертой ЛС является низкая погонная энергия, поэтому для обратной диффузии водорода остается очень мало времени, что приводит к образованию водородных пор. В то же время с помощью способов сварки, в которых погонная энергия выше, сварочная ванна и время кристаллизации больше (что допускает эвакуацию большего количества водорода), можно достичь уменьшения пористости. Таким образом, гибридная светолазерная сварка в результате повышения погонной энергии позволяет снизить жесткость термического цикла и уменьшить порообразование.

Требования к точности геометрии сборки и соответственно затраты можно значительно снизить, увеличив объем сварочной ванны и уменьшив значение коэффициента формы шва. Этого можно достичь, используя вместе с лучом лазера световой источник нагрева, т. е. гибридную технологию светолазерной сварки [5, 11]. Световой источник, формируя сварочную ванну в режиме теплопроводности, значительно уменьшает коэффициент формы шва и закрывает местные зазоры в результате термического расширения свариваемых кромок, нагреваемых периферией светового луча.

Большие значения коэффициента сосредоточенности лазерного сварочного источника энергии определяют минимальные объемы расплава сварочной ванны, а режим глубокого проплавления — большое значение коэффициента формы шва [2]. Указанные выше факторы предъявляют более высокие требования к точности геометрии сборки свариваемых деталей под сварку. Например, при сварке встык без присадки (рис. 5) конструктивных сталей толщиной  $H$  требования, предъявляемые к зазору в стыке  $b$  и смещению кромок  $\Delta H$  при ЛС, являются весьма жесткими в соответствии с ТР 1.4.1569–86 «Лазерная сварка конструкционных сталей» (табл. 1). Невыполнение требований по геометрии сборки свариваемых деталей при ЛС может привести к утонению (ослаблению) шва, потере конструкционной прочности сварного соединения или непровару корня шва.

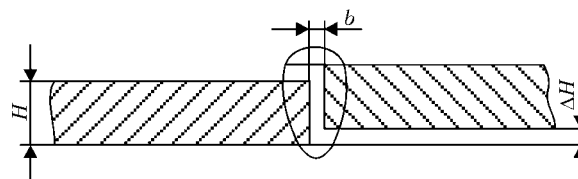


Рис. 5. Схема стыкового соединения с зазором и смещением свариваемых кромок

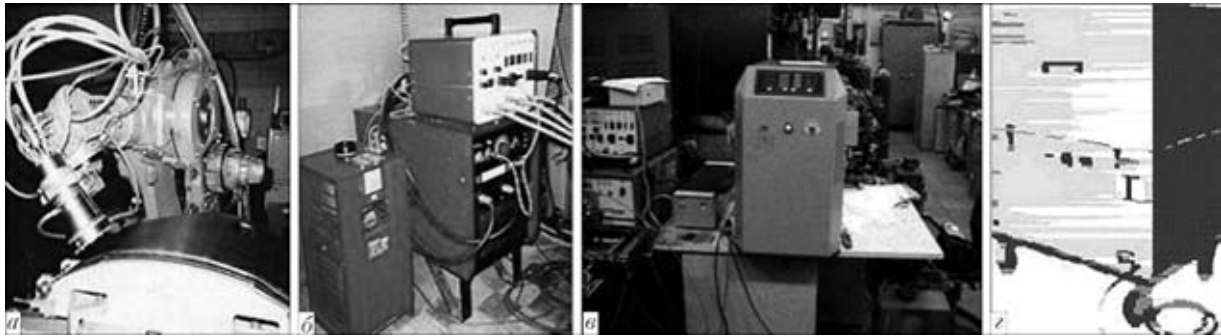


Рис. 6. Комплект СЛУ для сварочного роботизированного комплекса: *а, б* — роботизированный световой модуль СЛУ; *в, г* — лазерный модуль СЛУ

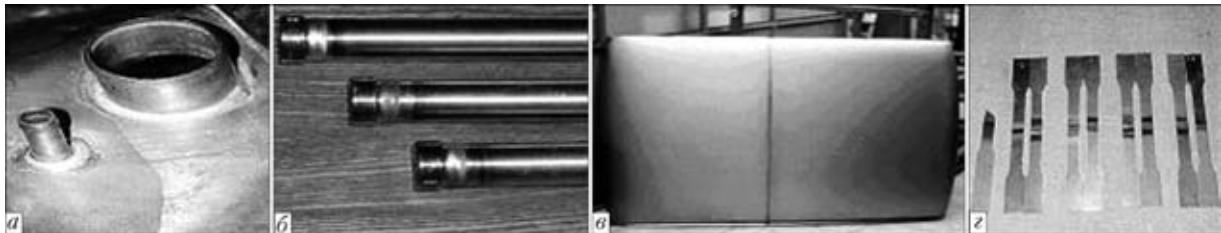


Рис. 7. Примеры применения светолазерных технологий для сварки, наплавки и пайки: *а* — бензобаки автомобиля, изготовленные с применением световой технологии без нарушения антикоррозионного покрытия в зоне нагрева; *б* — корпуса источников ионизирующего излучения; *в* — детали кузова (крыши автомобилей); *г* — тестирование механических свойств сварных соединений

Таким образом, использование для нагрева когерентного и полихроматического потоков лучистой энергии является перспективным и более экономичным по сравнению с использованием только лазерного излучения и одновременно обладает всеми его преимуществами.

Светолазерная установка (СЛУ), разработанная для решения упомянутых выше задач, выполнена в виде компактного модульного оборудования, устанавливаемого стационарно в производственном помещении. Она может программироваться и гибко встраиваться в роботизированные производственные комплексы и дополнительно комплектоваться порошковым дозатором в случае необходимости наплавки металлическим порошком. СЛУ (рис. 6) включает серийно выпускаемый твердотельный Nd:YAG-лазер, световой модуль, световодный или зеркально-шарнирный узел, агрегатные блоки управления и охлаждения.

Использование СЛУ позволяет:

- снизить себестоимость выпускаемой продукции путем уменьшения производственных издержек, удешевления процесса обработки материалов вследствие энергосбережения, снижения стоимости энергозатрат, экономии потребляемого

сырья, высокой экономичности световой энергии, увеличения КПД;

- повысить производительность в результате синергетического эффекта;
- повысить качество продукции и расширить технологические возможности путем программирования температуры подогрева в заданной точке обработки.

Технологическими преимуществами предлагаемой технологии являются:

- снижение требований к зазорам в стыке кромок тонколистовых (0,5...1 мм) свариваемых деталей по сравнению с ЛС;
- расширение диапазона соединяемых и обрабатываемых материалов, а также количества выполняемых операций (сварки, наплавки и термообработки сварного соединения);
- возможность использования излучателя СЛУ при автоматизированной эксплуатации или размещения СЛУ на промышленных роботах;
- снижение газонасыщения металла шва;
- обеспечение высокой стабильности и экологической чистоты и безопасности.

В ОАО «НИИТавтопром» для ОАО «АвтоВАЗ» проведены экспериментальные работы по

Таблица 2. Показатели расширения технологических возможностей лазерного оборудования при доукомплектовании его световым модулем

Наименование показателей	СЛУ	Лазерное оборудование
Назначение	Сварка, наплавка, термообработка	
Диапазон программирования температуры подогрева по заданному термическому циклу, °С	200...1200	Нет
КПД, %	До 25...30	Nd:YAG-лазер 1...3
Среднее время безотказной работы, ч	1000	1000
Срок службы, лет	5	5
Продолжительность нагрузки, %	85	85
Себестоимость (за 1 Вт лучистой энергии), дол. /Вт	40...75	120...200
Наплавка специальных жаропрочных покрытий по заданному термическому циклу	Возможна	Нет
Наплавка износостойких и специальных покрытий по заданному термическому циклу	««	««
Локальная термообработка по заданному термическому циклу	««	««
Обработка материалов по заданному термическому циклу	««	««



отработке технологии светолазерной сварки тонколистовых стыковых соединений деталей кузова толщиной 0,8...1,2 мм и для ФГУП «Маяк» корпусов источников ионизирующего излучения (в рамках Научно-учебного центра ОАО «НИИТавтопром» совместно с сотрудниками кафедры лазерной техники и технологий МГТУ им. Н. Э. Баумана и группой разработчиков светолазерных устройств чешской фирмы «Svar») (рис. 7). Расчеты, проведенные специалистами Института лазерной технологии СПбГТУ, МГТУ им. Н. Э. Баумана и ОАО «НИИТавтопром», показали (табл. 2), что при светолазерной сварке расширяются технологические возможности лазерного оборудования и сохраняются общие тенденции синергетического управления. Скорость сварки лазером в результате комплектации его световым модулем возрастает на 50 % и более на толщинах до 1,0 мм. При светолазерной обработке с использованием твердотельных лазеров с ламповой накачкой энергозатраты снижаются в 3...4 раза [6].

СЛУ являются результатом исследований в направлении поиска путей расширения технологических возможностей лазеров.

На первой стадии изучения нами выбран и исследуется динамично развивающийся и имеющий большой удельный вес на мировом рынке твердотельный лазер с ламповой накачкой. При объединении двух источников лучистой энергии обеспечивается не только эффективный прогрев до заданных температур свариваемого материала с одновременным проплавлением материала когерентным пучком сравнительно невысокой мощности, но и процесс сварки с более высокой производительностью и более высоким КПД.

Авторы признательны В. С. Дрижову, Л. Н. Майорову, В. М. Федорову, И. С. Чепыжеву,

The trends in development of laser welding, including hybrid processes, are considered. It is shown that the application of laser-light equipment holds promise in terms of reduced costs and widened technological capabilities. The fields of possible efficient application of laser-light technologies are noted.

В. П. Соколову, С. В. Шахову за активное участие в работе Научно-учебного центра.

1. *Мировой рынок лазеров: Обзор 2002 года и прогноз на 2003* // Информ. бюл. Лазерной ассоциации «Лазер-Информ». — 2002. — № 3 (258).
2. *Григорьянц А. Г., Шигапов И. Н., Чирков А. М.* Гибридные технологии лазерной сварки. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2004.
3. *Алексеев Г. М., Шилов С. С.* Светолазерные технологии и оборудование для сварки и пайки тонколистовых материалов // Инструмент, технология, оборудование. — 2003. — № 5. — С. 13, 17.
4. *Seyffarth P., Krivtsun I.V.* Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment. — London: Taylor & Francis, 2002. — Vol. 1. — 200 p. — (Welding and Allied Processes).
5. *Лопота В. А., Сухов Ю. Т., Туричин Г. А.* Модель лазерной сварки с глубоким проплавлением для применения в технологии // Изв. АН СССР. Сер. Физ. — 1997. — 61, № 8. — С. 1613–1618.
6. *Алексеев Г. М., Шилов С. С.* Разработка технологии и изготовление оборудования для получения штампосварных заготовок из материалов различной толщины, химсостава и свойств: Отчет ОАО «НИИТавтопром» по Государственному контракту № 10.802.11.0018 от 21 февр. 2003 г.
7. *Алексеев Г. М. и др.* // Welding International. — 2000. — 14, № 3. — P. 246–248.
8. *Алексеев Г. М., Бутков В. Н.* Светолучевое сварочное оборудование // Свароч. пр-во. — 1999. — № 9. — С. 33–35.
9. *Алексеев Г. М.* Возможности светолазерной сварки // Информ. бюл. Лазерной ассоциации «Лазер-Информ». — 2003. — № 19 (274).
10. *Алексеев Г. М. и др.* Светолазерные технологии и оборудование — новое направление в сварке и пайке деталей // Тез. докл. XXXIX Междунар. науч.-техн. конф. ААИ. Приоритеты развития отечественного автотракторостроения и подготовки инженерных и научных кадров (Москва, 25–26 сент. 2002 г.). — М.: МГТУ «МАМИ», 2002. — С. 5–7.
11. *Алексеев Г. М., Борисов М. Т., Бутков В. Н.* Создание роботизированного комплекса для светолучевой пайки и сварки деталей кузовов автомобиля «Москвич» // Сб. докл. 6-й Междунар. конф. «АСМ-Холдинг». — М., 1999.
12. *Алексеев Г. М.* Светолазерные технологии и оборудование — новое направление в сварке и пайке деталей // ИТО-Новости. — 2002. — № 6. — С. 6.

Поступила в редакцию 28.10.2004

### Англо-украинский и украинско-английский словарь сварочной терминологии

Выходит из печати двуязычный словарь терминов в области сварки и родственных технологий, подготовленный Институтом электросварки им. Е. О. Патона и Институтом украинского языка Национальной академии наук Украины.

СЛОВАРЬ состоит из двух самостоятельных разделов:

- «Англо-украинский словарь сварочной терминологии»;
- «Украинско-английский словарь сварочной терминологии».

Англо-украинский раздел словаря содержит около 8000, а украинско-английский — 5000 простых и составных английских (украинских) терминов, относящихся к сварке и родственным технологиям, а также их перевод, соответственно на украинский и английский языки.

Словарь предназначен для ученых и преподавателей, студентов и учащихся, инженерно-технических работников и специалистов сварочного производства, а также для специалистов других отраслей производства и строительства, которые работают с учебной, научно-технической и нормативной литературой и документацией.

Словарь издается в удобном формате и имеет твердый переплет.

Заявки на приобретение СЛОВАРЯ направлять по адресу:  
03150 г. Киев-150, ул. Антоновича (Горького), 62  
Издательский отдел ГВП «ЭТ»  
Тел./факс: (380-44) 287-65-02  
E-mail: welder@svitonline.com



## ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ГАЗОВАЯ КОРРОЗИЯ ЛОПАТОК ТУРБИН ИЗ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ В ПРОЦЕССЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Академик НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук,  
**Л. В. ЧЕРВЯКОВА**, **А. В. ЗВЯГИНЦЕВА**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследован характер газовой коррозии рабочих лопаток энергетической установки из никелевого сплава инконель 738. Показано, что в узкой зоне, примыкающей к поверхности трещины, происходит перераспределение легирующих элементов. Оценка микротвердости показала наличие разупрочнения в этой же зоне.

*Ключевые слова:* жаропрочные никелевые сплавы, газовая коррозия, микротвердость, граница зерна, диффузия, локальная трещина

Лопатки газовых турбин, длительно эксплуатирующиеся при высоких температурах и сложном нагружении, претерпевают структурные изменения, вызванные температурой, условиями эксплуатации, коррозионной средой и другими факторами [1]. В ряде случаев комплексное воздействие указанных факторов на материал лопаток приводит к ускоренному разрушению материала в результате локализации процессов в определенных зонах [2]. В настоящей работе исследован характер газовой коррозии рабочих лопаток энергетической установки, изготовленных из никелевого сплава In738, химический состав которого следующий, мас. %: 0,17 С; 8,5 Со; 16,1 Сг; 1,8 Мо; 3,4 Аl; 3,4 Тi; 2,6 W; 1,8 Та; 0,8 Nb; Ni — основа.

Срок наработки исследуемых лопаток составил около 15000 ч. Визуальный контроль поверхности позволил выявить сетку трещин в средней части пера лопатки в районе максимальных температур металла. Проведение металлографических исследований позволило установить, что разрушение (до 0,6 мм) проходит по границам аустенитных зерен (рис. 1, а). Кроме того, перед трещиной по границам зерен наблюдается выделение избыточных фаз (рис. 1, б), глубина которых составляет до

полностью 0,6...0,8 мм. Таким образом, общая глубина структурных изменений составляла около 1,2...1,4 мм.

Сделано предположение, что межзеренные выделения и последующее разрушение вызвано газовой коррозией. Оценку микротвердости различных структурных зон в районе образования трещин выполняли при нагрузке 0,1 Н. Исследования показали наличие разупрочнения в узкой зоне металла, примыкающей к поверхности трещины (рис. 2). Так, микротвердость матрицы составляла HV 550 в отличие от микротвердости в узкой зоне рядом с трещиной HV 290. Растворяющий отжиг (аустенизация) металла по стандартным режимам не позволил выполнить растворение избыточных фаз, образовавшихся по границам зерен перед фронтом трещины. Это подтверждает высокую термодинамическую стабильность выделений и гипотезу об избирательном окислении границ зерен металла в процессе эксплуатации.

Исследования химического состава структурных зон металла в районе трещины выполнены на анализаторе Camebax, позволяющем количественно определить содержание ряда элементов, в том числе кислорода. Установлено, что содержание элементов с ограниченной диффузионной подвижностью (ниобия, вольфрама, никеля, молибдена) по исследуемому сечению практически не менялось

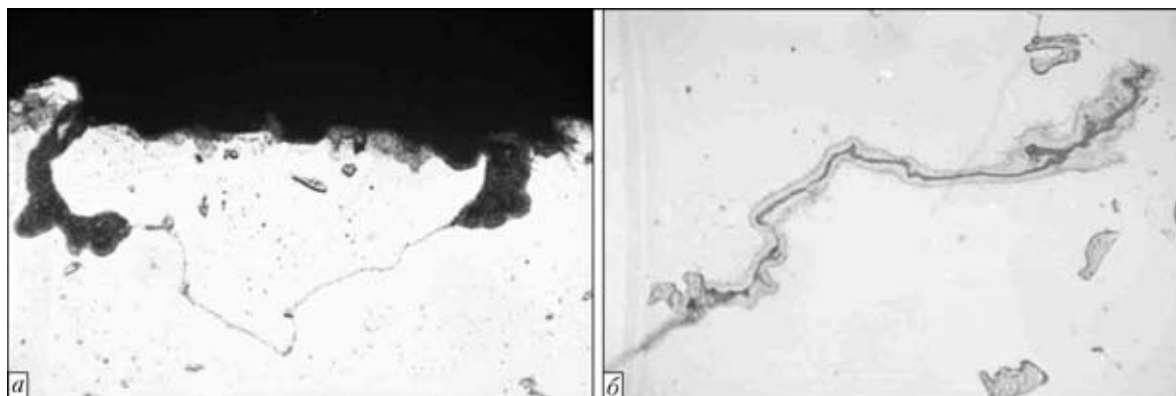


Рис. 1. Микроструктура пера лопатки из сплава In738 после эксплуатации,  $\times 200$ : а — начало коррозионного разрушения; б — деградация границ зерен

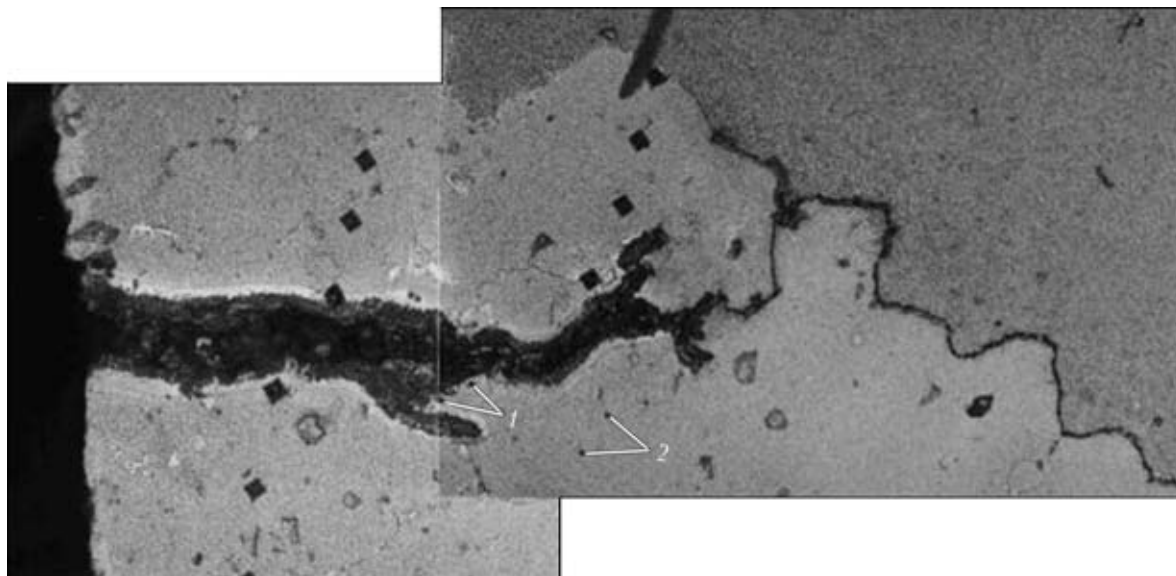


Рис. 2. Микротвердость структурных составляющих в металле лопатки из сплава In738 после газовой коррозии в процессе эксплуатации,  $\times 200$ : 1 – отпечатки алмазной пирамиды приграничной зоны; 2 – отпечатки на теле зерна

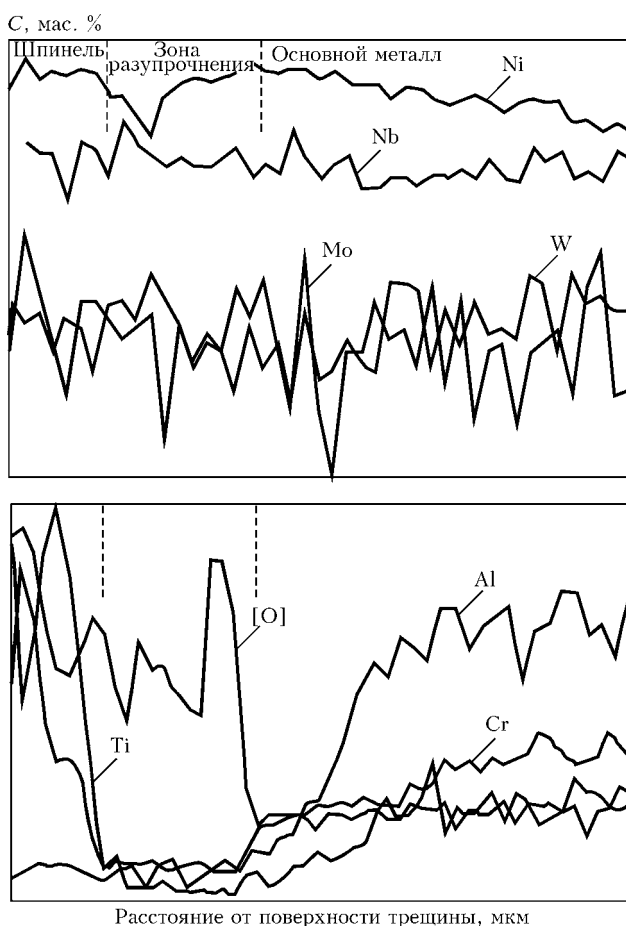


Рис. 3. Качественное распределение химических элементов в приграничной зоне участка лопатки, подверженного газовой коррозии

(рис. 3). При этом в узкой зоне с пониженной твердостью наблюдается снижение содержания алюминия, титана и хрома. Наряду с этим в указанной зоне наблюдается повышенное содержание кислорода.

В результате выполненных исследований можно предположить следующий механизм коррозионно-

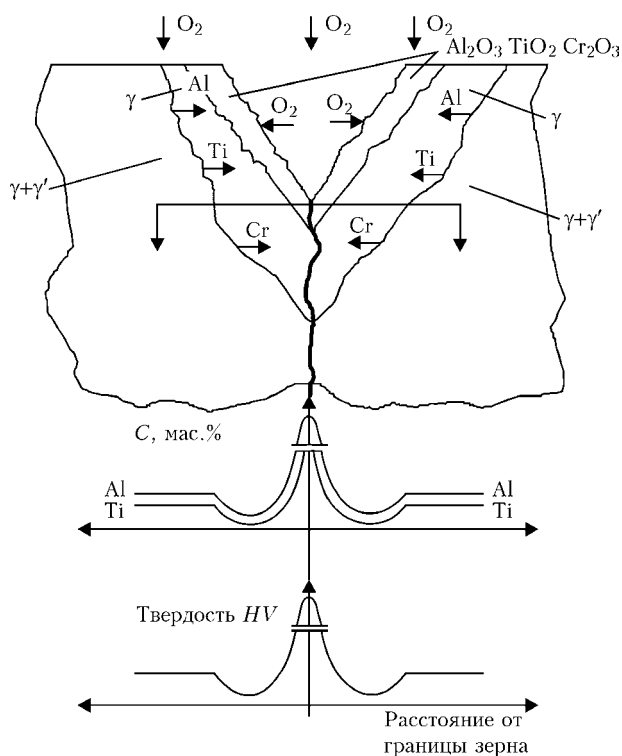


Рис. 4. Схема развития коррозионного разрушения поверхности пера лопатки из сплава In738 после длительной эксплуатации

го разрушения (рис. 4). Первоначально, несмотря на наличие защитных покрытий, при определенных условиях наблюдается пограничная диффузия кислорода по границам зерен литого металла лопаток. Упругие либо локальные пластические деформации способствуют реализации процесса диффузии. Кислород как активный элемент, соединяясь с алюминием, титаном, хромом, образует по границам зерен оксиды типа шпинелей. При этом твердый раствор металла зон, прилегающий к границе, обедняется этими элементами. Поскольку алюминий и титан являются элементами, способствующими образованию упрочняющей дисперсной  $\gamma'$ -фазы,



уменьшение содержания указанных элементов в локальных зонах приводит к растворению  $\gamma$ -фазы и разупрочнению металла, что подтверждается металлографически, а также измерением микротвердости. В результате образуется разупрочненная пограничная зона, в которой под действием эксплуатационных нагрузок в зоне разупрочнения возникает локальная трещина. Процесс периодически повторяется, приводя к образованию макротрещины. Высокотемпературное коррозионное воздействие на поверхность лопаток значительно уменьшается благодаря эффективным защитным покрытиям, что позволяет увеличить срок эксплуатации энергетического оборудования в несколько раз.

В заключение можно отметить, что детали из никелевых жаропрочных сплавов с  $\gamma$ -упрочнением в процессе эксплуатации подвержены высокотемпературному избирательному межкристаллитному коррозионному разрушению. Основным механиз-

The character of gas corrosion of power plant blades made from nickel alloys Inconel 738 has been studied. It is shown that redistribution of alloying elements occurs in a narrow zone adjoining the crack surface. Evaluation of microhardness showed the loss of strength taking place in this zone.

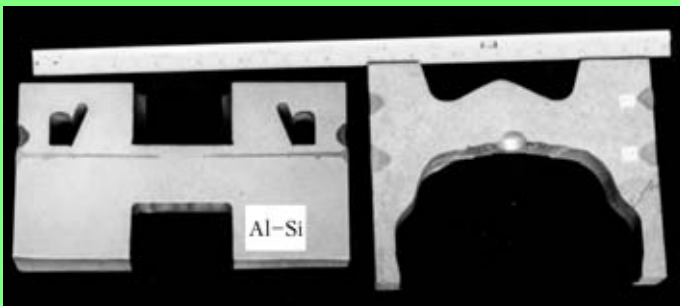
мом последнего является взаимодействие кислорода газовой среды с алюминием и титаном, которые имеют, с одной стороны, высокое сродство к кислороду, с другой, являются элементами-упрочнителями металла благодаря образованию упрочняющей  $\gamma$ -фазы. Образование оксидов указанных элементов преимущественно по границам зерен приводит к обеднению ими приповерхностных слоев и разупрочнению металла, что способствует локальному продвижению трещины по границам зерен. Процесс многократно повторяется, приводя в итоге к макроразрушению.

1. Усталость жаропрочных сплавов и рабочих лопаток ГТД / Б. А. Грязнов, С. С. Городецкий, Ю. С. Налимов и др. — Киев: Наук. думка, 1992. — 264 с.
2. Keiji S., Jukio T. Cracking by elevated temperature embrittlement in the HAZ of alloy 800H // Trans. of the Jap. Weld. Soc. — 1991. — 22, № 1. — P. 10–15.

Поступила в редакцию 25.05.2004

## ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЯЮЩЕЙ НАПЛАВКИ С ПРИСАДОЧНЫМ МАТЕРИАЛОМ ЗОНЫ КОМПРЕССИОННЫХ КАНАВОК АЛЮМИНИЕВЫХ ПОРШНЕЙ

*В настоящее время усовершенствование двигателей внутреннего сгорания, в частности, дизелей, идет в направлении повышения их мощности, снижения металлоемкости и увеличения долговечности. В этой связи особое значение приобретают проблемы увеличения срока службы поршней, поскольку с повышением мощности двигателей существенно возрастают тепловые и динамические нагрузки на поршень.*



*Для повышения износостойкости и срока эксплуатации алюминиевых поршней разработана технология износостойкой упрочняющей наплавки поршней в зоне верхней компрессионной канавки с использованием легирующих присадок и высококонцентрированного нагрева электронным пучком.*

*Применение легирующего материала дает возможность получить необходимую твердость зоны упрочнения в пределах HB 150...180. Горячая твердость упрочненного слоя в интервале температур 100...360 °C в 2...3 раза выше по сравнению с основным металлом поршня.*

*Разработанная технология упрочнения поршней позволяет отказаться от нирезиновой вставки и повысить моторесурс поршневой группы двигателей в 1,5...2 раза.*

*Предложения по сотрудничеству: разработка технической документации, передача «ноу-хау» по технологии, технические консультации и инженерные услуги при освоении технологии в производстве.*

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



## СТРУКТУРА МЕТАЛЛА В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ И ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ

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

В условиях сварки плавлением высокохромистых мартенситных сталей типа Р91 на участке между швом и металлом ЗТВ возможно образование крупнокристаллической структуры, представляющей собой зону сплавления, в которой зерна основного металла претерпевают различную степень расплавления. Ликвационное и диффузионное перераспределения углерода могут привести к образованию относительно обезуглероженной ферритной фазы ( $\delta$ -феррита) в зоне сплавления. Для этой зоны характерно также формирование крупных зерен первичного аустенита. Показано, что в ЗТВ на участке отпуска, расположенном за участком фазовой перекристаллизации, металл приобретает пониженную прочность.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, высокохромистые стали, сварные соединения, микроструктура, шов, зона сплавления, углерод, ликвация,  $\delta$ -феррит, размер зерна, зона термического влияния, зона отпуска

За последние два десятилетия в мировой практике при изготовлении ответственных элементов оборудования тепловых электростанций (труб, толстостенных фитингов, коллекторов) начали находить применение новые теплоустойчивые стали с повышенным содержанием хрома [1–4]. Преимущества новых материалов по сравнению с ранее используемыми сталями аналогичного назначения (более высокий уровень длительной прочности, коррозионной стойкости, возможность перехода на сверхкритические температуры пара вплоть до  $T = 580...610$  °С с соответствующим повышением КПД энергоустановок до 43...45 % и снижением вредных выбросов СО и NO<sub>x</sub>) достаточно широко освещены в публикациях их изготовителей и ряде исследовательских работ. Тем не менее остаются недостаточно изученными или недостаточно освещенными в литературе некоторые явления и особенности изменения свойств, обнаруживаемые при практическом использовании новых материалов.

В группу трубных сталей нового поколения входят сложнолегированные стали с 9 мас. % Cr — Р91 (X10CrMoVNb91), E911, NF616. Имея близкое содержание углерода, хрома, молибдена и никеля (которые и определяют тип фазовых превращений и образование конечной структуры), такие материалы характеризуются одинаковой стабильностью аустенита в условиях переохладения и склонностью к образованию однофазной мартенситной структуры в широком диапазоне скоростей охлаждения. Не касаясь особенностей выделения микродисперсных фаз при отпуске из-за различий в содержании добавок карбидообразующих элементов (стали E911 и NF616 дополнительно содержат вольфрам), можно считать, что такие стали должны иметь одинаковые закономерности в процессах формирования структуры сварных соединений, что

дает возможность их рассмотрения на примере одной из сталей этой группы.

В настоящей работе представлены результаты изучения особенностей структурообразования в сварных соединениях сталей с 9 мас. % Cr на примере стали Р91. Рассмотрены явления, связанные с формированием структуры в области металла зоны сплавления (ЗС) и зоне термического влияния (ЗТВ).

В ходе экспериментов использована трубная сталь промышленного изготовления двух разных производителей с химическим составом, соответствующим регламентируемым нормам, мас. %: сталь 1 — 0,1 С; 0,34 Si; 0,47 Mn; 0,003 S; 0,018 P; 8,5 Cr; 0,28 Ni; 0,93 Mo; 0,2 V; 0,072 Nb; 0,06 N; сталь 2 — 0,085 С; 0,33 Si; 0,43 Mn; 0,015 S; 0,013 P; 8,85 Cr; 0,12 Ni; 1,0 Mo; 0,25 V; 0,069 Nb (N — не определяли). Структуру сварных соединений моделировали путем наплавки одиночных валиков на поверхность пластин из исследуемых сталей. Для этого применяли механизированную сварку под высокоосновным флюсом СФТ9 с использованием экспериментальной порошковой проволоки ПП9, обеспечивающей состав наплавленного металла, аналогичный стали Р91, и высоколегированной (аустенитной) проволоки Св-04Х19Н9Т. Для измерения температур и записи термических циклов в металле ЗТВ использованы хромель-алюмелевые термопары, подсоединенные к проградуированным для работы с этим типом термопар потенциометрам КСП4. Шлифы для микроструктурных исследований вырезали поперек продольной оси швов. Выявление микроструктуры проводили химическим травлением в 15%-м спиртовом растворе азотной кислоты. Измерение микротвердости проводили на приборе ПМТЗ с нагрузкой 20 г, при измерении твердости по методу Виккерса использовали нагрузку 5 кг. Микрорентгеноспектральные исследования проведены на установке фирмы «Самебах». Для металлографических исследований использован световой микроскоп «Neophot-32».



**Структура в области шва и ЗС.** Как отмечено выше, сталь Р91 относится к материалам мартенситного класса. Для сварки этой стали используют материалы, обеспечивающие практически идентичное ей легирование наплавленного металла и, следовательно, мартенситную структуру металла швов с твердостью порядка  $HV\ 50-430...470$ . Образующийся в стали в состоянии нормализации и в швах после сварки мартенсит относится к категории реечного (игольчатого) [5]. Такая конечная структура является вторичной по отношению к первичной, формирующейся при кристаллизации до начала полиморфных превращений. Первичная структура дает возможность проанализировать с определенной степенью достоверности механизм или условия образования интересующих участков сварных соединений. Поскольку вытравливаемая при подготовке микрошлифов вторичная структура в сварных соединениях закаливающихся сталей, как правило, затушевывает первичную, проводят раздельное выявление первичной структуры без вторичной. В работе рассматривается первичная структура металла шва, обнаруживаемая с помощью специально подобранного реактива.

Швы при сварке стали Р91 кристаллизуются с образованием первичных столбчатых кристаллов (элементов первичной кристаллизации), преимущественно ячеистого и ячеисто-дендритного строения с различными размерами их поперечных сечений и протяженности (рис. 1, а). Металл ЗТВ (область темного цвета на рис. 1, а) имеет специфический поверхностный рельеф после химического травления, образованный близкорасположенными ямками, искривленными бороздками и микровыступами, напоминающими микроскопическую сетку. Такая переменная стойкость металла к воздействию травильной жидкости связана с химической микронеоднородностью (или недостаточной степенью гомогенизации), сформировавшейся под воздействием термомеханического цикла в данной области. Назовем рассматриваемую структуру сетчатой. В области зоны перехода от свариваемой стали ко шву структура металла отличается от металла ЗТВ и металла шва (рис. 1, б). Здесь между основным металлом (ОМ) и швом образуется прослойка металла, напоминающая литую структуру шва, но имеющая форму кристаллов, близкую к равноосной, или крупноячеистой с укороченными осями (рис. 1, а-г, ж). Иногда в этой крупнокристаллической области могут находиться также отдельные участки с сетчатой структурой (рис. 1, а). Металл в этой области имеет более светлый цвет, чем прилегающий ко шву металл ЗТВ.

Металл с сетчатой структурой можно однозначно отнести к ОМ, который нагревался до высоких температур и в процессе растворения микродисперсных фаз не достиг высокой степени гомогенизации (считается, что в металле ЗТВ сталей с энергичными карбидообразующими элементами полное растворение карбидных фаз может не успеть произойти при характерном для обычного сварочного термического цикла быстром нагреве и падении температуры [6]). В то же время тол-

кование происхождения участка с крупнокристаллической структурой несколько затруднено. По морфологическим признакам этот металл можно отнести к металлу шва, т. е. расплавленному и закристаллизовавшемуся металлу. Однако своеобразная «равноосность» дает основания предполагать, что этот металл мог сформироваться при перегреве металла ЗТВ до состояния полного растворения дисперсных фаз и максимальной однородности в распределении легирующих и примесных элементов в теле зерна. В таких условиях зерно вырастает до значительных размеров, однако неправильная форма зерен, характерная для литой структуры, не позволяет утверждать это с полной уверенностью.

В сварочной литературе переходная область от металла шва к нерасплавленному при сварке ОМ (собственно, металл ЗТВ) представляет собой ЗС, в которой металл нагревался до температур между солидусом и ликвидусом [7]. Согласно работам [8–10] здесь могут также образовываться участки полностью расплавленного ОМ, не перемешавшиеся в процессе сварочного цикла с присадочным металлом («несмешанная зона» [8]). В сварных соединениях сталей с фазовым превращением характерные признаки металла именно с такой структурой металлографически не всегда удается выявить и распознать (как отмечалось выше, часто она остается скрытой вторичной структурой). Между основной частью металла шва и ЗС также имеется переходный участок, где постепенно изменяется легирование расплава от состава свариваемой стали до состава шва прежде всего в результате различного долевого участия при перемешивании расплавленных сварочной проволоки и ОМ. При идентичности легирования присадочного материала и свариваемой стали участок переменного состава структурно может не выявляться, однако реально эта зона всегда присутствует из-за некоторых отличий в составе стали и сварочных материалов (например, по содержанию примесей).

Одними из существенных факторов, влияющих на формирование структуры в ЗС, являются степень перегрева свариваемого металла в зоне контакта с расплавом и гидродинамическая ситуация, складывающаяся у стенок ванны. ОМ разогревается теплом, выделяемым столбом сварочной дуги, и может дополнительно подогреваться расплавленным и перегретым металлом сварочной ванны [11], где средняя температура расплава составляет приблизительно  $1770\text{ }^\circ\text{C}$  [12, 13], а также скрытой теплотой, выделяемой швом при кристаллизации [9]. При смачивании оплавленных зерен ОМ расплавленным металлом шва возникает контактная зона твердый металл–расплав, в которой твердый металл и жидкость обладают определенной прочностью сцепления, обусловленной действием сил поверхностного межфазного натяжения. Кроме того, температура жидкости, контактирующей с поверхностью металла, ниже, чем у окружающего расплава, вследствие чего увеличивается ее вязкость [14]. Из-за действия сил межфазного натяжения и возрастания вязкости скорость пере-



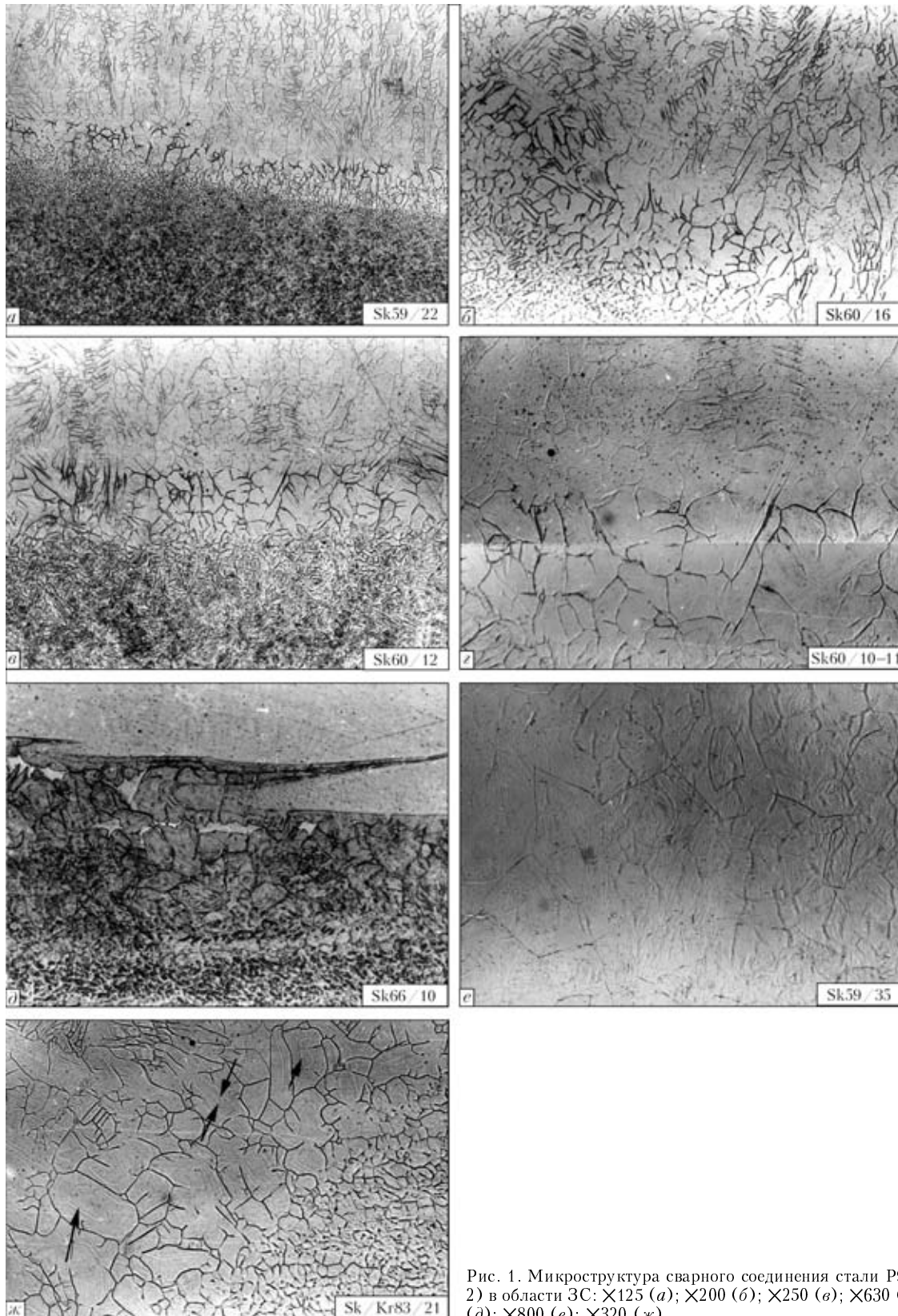


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения стали P91 (сталь 2) в области ЗС: X125 (а); X200 (б); X250 (в); X630 (г); X500 (д); X800 (е); X320 (ж)

мещения такой жидкости у стенки ванны практически равна нулю. Соседние потоки расплава за счет касательных напряжений трения [14] через слой, непосредственно контактирующий с зёрнами ОМ, сообщают ему усилия, стремящиеся сдвинуть или оторвать поверхностный слой зёрен ОМ. Пос-

леднее становится возможным в случае ослабления связи между зёрнами прежде всего на межзёренных границах вследствие развития зернограницного оплавления. При этом важную роль в разделении зёрен ОМ у границы сплавления и образовании трещин и отслоений, очевидно, играют временные

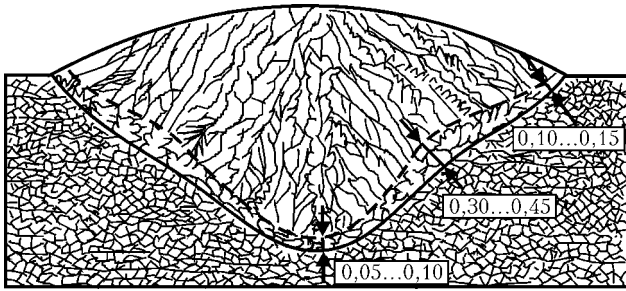


Рис. 2. Характер изменения ширины ЗС с крупнокристаллической структурой в сечении образца с наплавленным под флюсом валиком

напряжения и сдвиговые деформации металла в ЗТВ, обусловленные его объемными изменениями при сварочном нагреве [15].

Причинами оплавления границ зерен в зоне перегрева могут быть: снижение температуры эффективного солидуса в связи с растворением избыточных фаз и зернограничным скоплением примесных и легирующих элементов, входивших в состав этих фаз; растворение фаз, обогащение границ углеродом и прохождение обратной перитектической реакции  $A \rightarrow \delta + L(C)$ , т. е. распад аустенита на  $\delta$ -феррит (обезуглероженный) и обогащенную углеродом жидкость (предположение о возможности подобной реакции следует из работ [16–18]).

Как видно из рис. 1, *д*, турбулентные потоки жидкости отделяют от стенки ванны слои сцепленных между собой зерен («конгломераты зерен» [19]), которые по мере их «затягивания» в область повышенных температур утоняются вследствие оплавления и образуют своеобразные ответвления в виде усов. Ими могут быть также отдельные участки «оторванного» ОМ, не полностью расплавленного или расплавленного, но не успевшего перемешаться с расплавом ванны. Подобная структура легко выявляется при получении металла шва с большей коррозионной стойкостью по отношению к травящему раствору, чем свариваемая сталь (в данном случае при наплавке высоколегированного металла типа 18Cr–10Ni).

Таким образом, ОМ в изучаемом участке ЗС претерпевал нагрев как минимум до температур не ниже эффективного солидуса  $T_S$ , что сопровождалось оплавлением границ зерен. Вполне вероятно, что еще больший перегрев мог вызвать большую степень расплавления зерен — полного или частичного с сохранением остатков фрагментов нерасплавившихся зерен.

В центральной области наплаваемого шва в месте расположения активного пятна и, следовательно, максимального динамического воздействия дуги на расплав крупнокристаллическая структура ЗС имеет минимальную ширину, поверхность дна ванны становится относительно гладкой, усы не образуются. В периферийных зонах стенки ванны приобретают волнистость, образуются уступы и усы отслоившегося металла, ширина ЗС увеличивается. Этим подтверждается предположение о том, что определяющее влияние на формирование структуры ЗС оказывают гидродинамические силы

и тепло, которые расплав сообщает металлу стенок ванны, первоначально разогретому тепловым излучением дуги. Расплавляемый металл оттесняется дугой в направлении, обратном направлению сварки, поэтому рассматриваемые процессы структурных изменений под воздействием потоков расплава имеют большее развитие за сварочной дугой. В приповерхностных областях ширины рассматриваемой зоны уменьшается, что, очевидно, связано с меньшей температурой первоначального разогрева ОМ, поверхностной теплоотдачей и меньшей эффективностью его перегрева небольшими объемами натекающих потоков расплава. Так, при механизированной наплавке под флюсом с применением порошковой проволоки ( $I_{св} = 350...370$  А,  $U_d = 37...39$  В,  $v_{св} = 19$  м/ч) в нижней части одного из сечений шва (в области активного пятна) ширина ЗС составляла 0,05...0,10 мм, на боковой поверхности стенки сварочной ванны максимальная ширина этой зоны достигала 0,30...0,45 мм и у поверхности стали уменьшалась до 0,10...0,15 мм (рис. 2).

Металлографические исследования позволяют выявить характерные особенности образования крупнокристаллической структуры металла в ЗС.

На рис. 1, *з* более крупно показан фрагмент микроструктуры, представленный на рис. 1, *в*, который включает участок ЗС и металла шва. Последний содержит заметное количество неметаллических включений, образовавшихся в результате прохождения металлургических реакций при участии сварочных материалов. В ЗС и в ОМ таких включений нет. Таким образом, рассматриваемый крупнокристаллический участок ЗС представляет собой структуру металла, сформировавшуюся без перемешивания со сварочными материалами. Вытравленные в этой зоне фрагменты вторичных границ, т. е. границы аустенитных зерен (рис. 1, *е*), имеют правильные геометрические очертания и ориентированы произвольно по отношению к извилистым утолщенным границам крупноячеистых кристаллов. Такая картина наиболее характерна для литого металла. Первичные границы, как известно, образуются при срастании элементов кристаллизации с характерным для этого процесса ликвационным перераспределением примесных и легирующих элементов перед фронтом кристаллизации и развитием вследствие этого химической микронеоднородности в растущей твердой фазе. В зонах срастания элементов первичной кристаллизации степень химической неоднородности максимальная [12, 20, 21]. Она обуславливает различие в коррозионной стойкости различных микрочастиц первичных кристаллических образований к воздействию конкретной травильной жидкости. Результатом является достаточно легкое и более четкое вытравливание первичных границ. После завершения кристаллизации происходит окончательное формирование зерен в твердой фазе с характерным для этого процесса перестраиванием порядка в расположении атомов в области срастания первичных кристаллов и смещением (миграцией) новых границ в иное положение по отношению к первичным границам [21, 22]. При



наличии в металле других фаз такая граница занимает положение межфазной. Об аналогичных наблюдениях произвольного расположения вторичных границ аустенитных зерен по отношению к кристаллизационным в области расплавления зерен в ЗС также сообщается, например, в работах [9, 23].

Таким образом, можно предположить, что определенная часть металла на рассматриваемом микроучастке, пройдя стадии перегрева, достижения максимальной гомогенизации твердого раствора и оплавления межзеренных границ, переходила в состояние еще большего расплавления зерен, соответствующее нагреву до температур между эффективным солидусом  $T_S$  и ликвидусом  $T_L$ . Металл этой зоны, представляющий собой остатки зерен, окруженных их собственным расплавом, не участвует в перемешивании с наплавленным присадочным металлом. В то же время некоторая часть зерен, расположенных ближе к ОМ, может проходить только стадии гомогенизации и динамической рекристаллизации [24, 25], сопровождающиеся их укрупнением, если таковое успеет произойти за короткое время их пребывания в области температур выше температуры растворения стойких дисперсных фаз.

В зернах рассматриваемой крупнокристаллической зоны иногда можно видеть светлые границы элементов внутренней субструктуры (указаны стрелками на рис. 1, ж). Можно предположить, что, с одной стороны, эти границы представляют собой очертания остатков зерен, не расплавившихся при развитии межзеренного расплавления, с другой — они могут являться контурами сросшихся в результате коалесценции мелких зерен, образовавшихся при нагреве одно крупное зерно неправильной формы. В то же время присутствие тонких границ аустенитных зерен, произвольно расположенных по отношению к «грубым» границам зерен этой зоны, позволяет считать, что последний тип границ может иметь ликвационное происхождение.

Из отмеченного выше можно предположить, что в основе наблюдаемого укрупнения структуры в ЗС могут быть два механизма.

1. На участке, примыкающем к ОМ, происходит гомогенизация (в комплекснолегированных сталях наиболее стойкие карбидные соединения могут растворяться при нагреве более 1260 °С [26]) и рост зерна в условиях непрерывного деформирования в результате первичной рекристаллизации и последующей вторичной, включая собирательную (хотя, как считается [24], движущая сила собирательной рекристаллизации может быть на несколько порядков ниже, чем у первичной) или коалесценцию. При этом перегрев определенно ориентированных межзеренных границ зерен [27] (с избытком только свободной энергии и без учета вероятности появления эвтектических фаз) может привести к пограничному оплавлению.

2. На участке в области большего перегрева, расположенном ближе к расплаву ванны происходит развитие процессов укрупнения и деформирования зерен, их оплавление. Малые (не успевшие вырасти) зерна расплавляются в большей

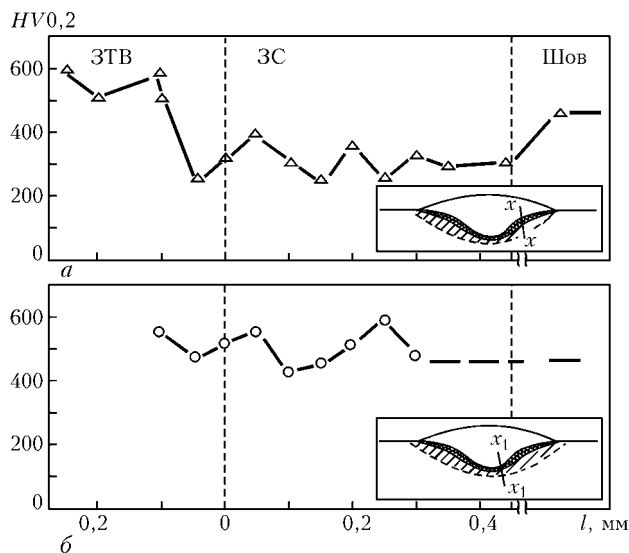


Рис. 3. Изменение микротвердости металла на двух участках поперек ЗС в сечении валика, наплавленного на сталь Р91 механизированной сваркой под флюсом с порошковой проволокой: а — участок  $x-x$  с максимальной шириной ЗС; б — участок  $x_1-x_1$  в области корня шва

мере или полностью и поглощаются в форме образовавшейся жидкости соседними, частично оплавленными и повторно кристаллизующимися зернами.

Ширина ЗС определяется полнотой развития указанных процессов и контролируется степенью начального разогрева ОМ теплом, излучаемым сварочной дугой, затем дополнительным перегревом теплом, отдаваемым расплавом сварочной ванны (при его остывании до начала кристаллизации и скрытой теплотой плавления), и скоростью передачи тепла из этой зоны в более холодные участки свариваемой стали. Конвективные потоки больше определяют структуру расплава у стенок сварочной ванны и ширину области переменного состава.

Исследования показали, что металл с рассматриваемой крупнокристаллической структурой в ЗС может иметь меньшую микротвердость по сравнению с микротвердостью металла ЗТВ и основной частью металла шва (рис. 3, а).

Пониженная твердость металла в ЗС может быть связана с переходом углерода в расплав из контактирующих с жидким металлом участков перегретых зерен ОМ [12, 19, 28]. Снижение содержания углерода в ЗС будет еще большим при расплавлении зерен ОМ и последующей ликвации его при кристаллизации расплава (как известно, углерод относится к легколиквирующим элементам и по степени ликвации находится на третьем месте после серы и фосфора [12, 28]).

Для выбранных условий сварки и соответствующей им форме сечения шва рассмотренное снижение микротвердости в ЗС имело место у боковых стенок сварочной ванны, где создавались более благоприятные условия для перегрева металла, его оплавления и развития в результате ликвации химической микронеоднородности [27]. О последнем могут свидетельствовать измерения микротвердости в центре ячейки ( $HV\ 0,2-272...344$ ) и на ее границе ( $HV\ 0,2-306...445$ ) в участке ЗС на удалении примерно



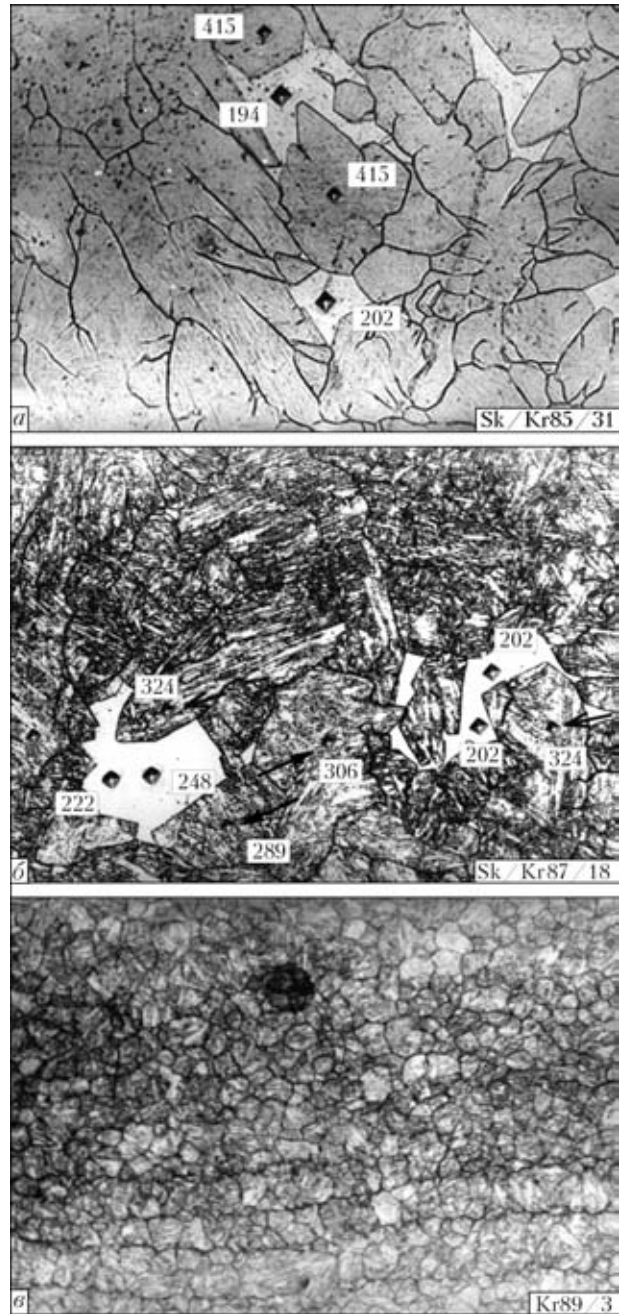
**Таблица 1. Микротвердость HV 0,2 металла в различных участках при наплавке на пластину из стали P91 валика порошковой проволокой под флюсом ( $I_{св} = 350...370$  А,  $U_d = 37...39$  В,  $v_{св} = 19$  м/ч) в состояниях после наплавки и отпуска образца ( $760^\circ\text{C}$ , 20 мин)**

Состояние	ЗС		ЗТВ	Основной металл
	Мартенситные зерна	Светлые зерна		
После наплавки	378...415	194...258	415...600	220
	406	217	593	
После отпуска	288...324	202...248	306	194...253
	304	222		220

0,4 мм от ОМ с сетчатой структурой. Вместе с тем, в центральной (корневой) зоне сечения шва, где в результате динамического воздействия дуги наиболее эффективно вытеснялись подвижные слои нагреваемого металла и сохранялись в перегретом состоянии лишь наиболее сцепленные между собой зерна ОМ, развитие химической неоднородности и соответствующее падение твердости не достигало такой степени (рис. 3, б). При форме сечения шва, получаемой при сварке с указанными выше параметрами, в центральной (корневой) области ширина металла ЗТВ, выявляемая в виде темной полоски, меньше, чем с боков сварочной ванны. В данном случае это свидетельствует о большем градиенте температур под швом и меньшем у боковых его стенок, т. е. в условиях более резкой смены температур фазовые изменения и химическая неоднородность, вызванные перегревом, могут не успеть развиться.

В участках ЗС, удаленных от корневой зоны и более близких к поверхности стали, встречаются отдельные светлые зерна, контуры которых, как правило, очерчены прямолинейными границами (рис. 4, а). Такие зерна имеют минимальную микротвердость по сравнению с окружающими более темными участками металла ЗС, шва и ЗТВ (табл. 1). По степени легирования (табл. 2) светлые зерна почти не отличаются от металла соседних участков, хотя в некоторых случаях в них установлено повышение на порядок содержания ниобия. Последнее, возможно, связано с попаданием в зондируемую зону при локальном микроанализе частиц карбидов или нитридов этого элемента.

Отпуск не приводит к образованию в светлых зернах микродисперсных фаз, характерных для отпускных структур закаливаемых сталей (рис. 4, б). Очевидно, между светлыми и соседствующими с ними участками металла ЗС могло произойти большее, чем в окружающем металле, перераспределение легирующих элементов и углерода, приблизив металл светлых зерен по составу к  $\delta$ -ферриту с пониженной твердостью. Более вероятно, что основную роль в снижении твердости (а также прочности) светлых участков играет обеднение их углеродом. Очагом развития первичной химической микронеоднородности могло явиться формирование  $\delta$ -феррита по приведенной вы-



**Рис. 4. Микроструктура металла в ЗС (а, б) и ЗТВ рядом со швом (в) при наплавке валика на сталь P91 порошковой проволокой под флюсом,  $\times 400$ : а – состояние после наплавки; б, в – после отпуска ( $T = 760^\circ\text{C}$ ,  $\tau = 40$  мин) (цифры – значение микротвердости HV 0,2)**

ше реакции, связанной с оплавлением и развитием диффузионных процессов. На стадии охлаждения эта неоднородность могла быть частично устранена в результате перераспределения легирующих и

**Таблица 2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа структурных составляющих металла в ЗС при механизированной наплавке валика на сталь P91 с использованием аустенитной проволоки Св-04Х19Н9Т (состояние после наплавки)**

Объект анализа	Массовая доля элементов, %						
	Si	Cr	Mo	Nb	Ni	Mn	Ti
Мартенситное зерно	0,590	10,204	1,256	0,043	0,17	0,051	0,028
Светлое зерно	0,589	10,108	1,312	0,320	0,246	0,081	0,000

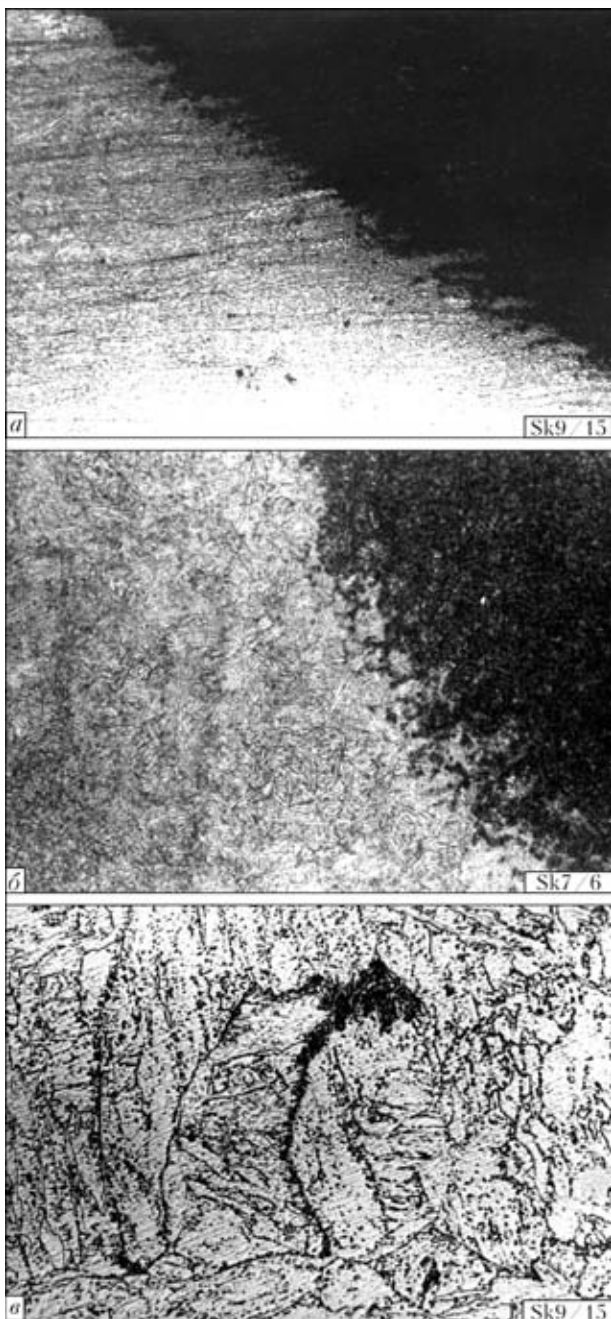


Рис. 5. Микроструктура в области перехода от ЗПТ к ОМ: а, в — сталь 1; б — сталь 2;  $\times 100$  (а, б);  $\times 1600$  (в)

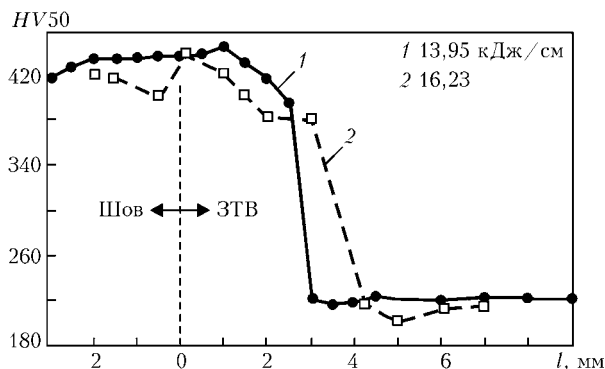


Рис. 6. Характер изменения твердости при переходе к ОМ (сталь Р91) от валика, наплавленного порошковой проволокой под флюсом (предварительный подогрев  $200^\circ\text{C}$ ) в состоянии после наплавки при разных значениях погонной энергии  $q/v$

примесных элементов в металле при температурах гомогенизации [27].

С технологической точки зрения важным следствием рассмотренных процессов является получаемый размер зерен. Так, в ЗС с крупнокристаллической структурой и прилежащем участке металла ЗТВ зерна, хорошо выявляемые в состоянии после отпуска (рис. 4, б, в), усредненно имели соответственно седьмой и приблизительно девятый–десятый номера (согласно ГОСТ 5639–82).

**Структура в металле ЗТВ.** Особенностью сварных соединений мартенситной стали с 9 мас. % Сг является окрашивание металла ЗТВ в условиях химического травления в темный цвет. Шов и ЗС при этом остаются светлыми. По мере удаления от шва степень почернения усиливается и происходит резкий переход от зоны повышенной травимости (ЗПТ) к светлому ОМ. На микроуровне эта граница имеет микровыступы (рис. 5). В случае стали 1 эти выступы направлены преимущественно вдоль границ между деформационными слоями металла (рис. 5, а), у стали 2 (произведенной, очевидно, с применением иного технологического предела) имеют произвольную ориентацию (рис. 5, б). В ОМ в рассматриваемой приграничной области можно встретить отдельные темные микрзоны, ориентированные вдоль границ зерен (рис. 5, в). Относительно резко изменяется и твердость ме-

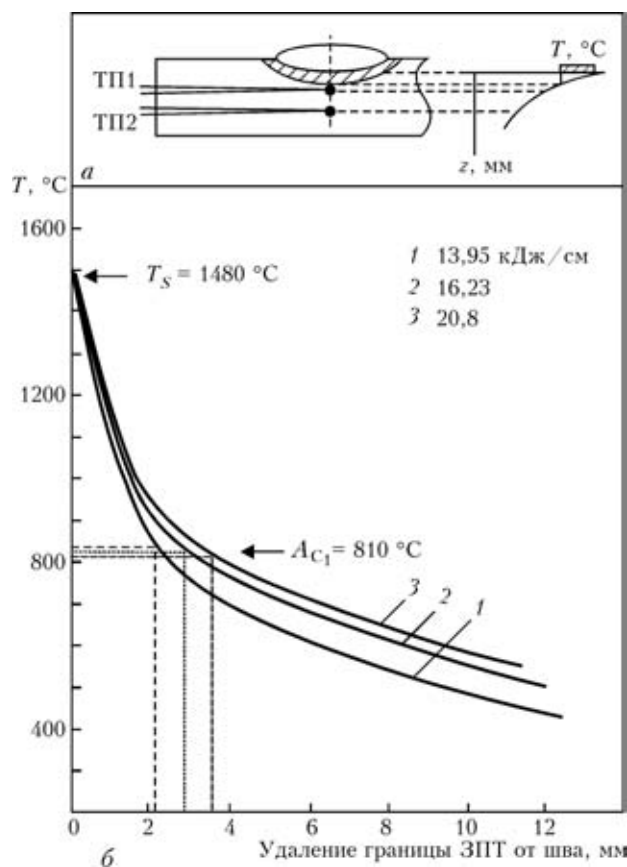


Рис. 7. Схема замера (а) и изменение температур максимального нагрева (б) в металле ЗТВ при механизированной наплавке на сталь Р91 валика порошковой проволокой под флюсом (предварительный подогрев  $200^\circ\text{C}$ ) с определением температуры в области границы ЗПТ при разных значениях погонной энергии  $q/v$  (ТП — термопара)



талла при переходе через границу ЗПТ к ОМ (рис. 6).

С целью установления температуры, до которой нагревался металл в области границы перехода от ЗПТ к ОМ, проводили запись термических циклов сварки на различном удалении от шва и сопоставление установленного при этом распределения температур максимального нагрева в металле ЗТВ и расстояния от шва до этой границы (рис. 7). В области границы между швом и ОМ температуру считали равной температуре солидуса исследуемой стали:  $T_S = 1480$  °С. Изменение режима сварки сопровождается изменением скорости охлаждения металла в ЗТВ, что выражается различным наклоном кривых распределения температур на представленных графиках. Значения искомых температур находятся приблизительно на уровне 826, 830 и 840 °С. Среднее значение (832 °С) находится близко к температуре  $A_{c1}$  стали с 9 мас. % Сг (805... 810 °С). Следует отметить, что при сварке быстрый нагрев и спад температур в металле ЗТВ не может обеспечить достаточное время для прохождения реакций растворения карбидных фаз и  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения на участке, нагретом до температуры, соответствующей равновесной точке  $A_{c1}$ . В условиях быстрой теплосмены эти процессы успевают активизироваться лишь при более высокой температуре. Граничная изотерма, отделяющая область фазовой перекристаллизации, смещается в сторону более высоких температур по сравнению с равновесной  $A_{c1}$ .

Таким образом, температурной границей в месте перехода от ЗПТ к ОМ условно можно считать «эффективную»\* температуру  $A_{c1}$ , соответствующую началу  $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращению. Как показано выше (см. рис. 5), превращение инициируется в первую очередь на границах зерен и далее распространяется в тело зерна. Вдоль этих же границ в ЗС начинается процесс оплавления, что может сопровождаться образованием отдельных прослоек  $\delta$ -феррита.

Формирование структуры в ЗПТ после начала полиморфного превращения связано с постепенным растворением дисперсных выделений и диффузионно контролируемой гомогенизацией  $\gamma$ -твердого раствора, степень которой зависит от температуры нагрева и продолжительности ее воздействия на конкретный микроучасток. Рядом со швом так же, как и в ЗС, гомогенизация достигает максимального уровня. Такой металл с относительно однородным распределением легирующих и примесных элементов в теле зерна имеет повышенную стойкость к воздействию химических реактивов и остается светлым после травления. У границы ЗПТ с ОМ имеется сильно развитая химическая микронеоднородность зерен из-за низкой температуры

и продолжительности их нагрева, недостаточных для быстрого растворения карбидных и карбонитридных фаз и однородного перераспределения химических элементов по телу зерна. Соответствующая микронеоднородность в химической стойкости близкорасположенных микроучастков обеспечивает своеобразный «микродисперсный» рельеф поверхности и максимальную степень ее потемнения при травлении.

В зоне, где при сварке происходила фазовая перекристаллизация так же, как и в шве, металл претерпевает закалку с образованием мартенсита и имеет высокую твердость (см. рис. 6).

За ЗПТ заметных структурных изменений не происходит, однако пребывание металла при температурах между температурой фазовой перекристаллизации и температурой отпуска стали в заводских условиях (775... 780 °С [3, 29]) приводит к дополнительному доотпуску металла в этой зоне. Отмечается [30], что здесь имеет место коагуляция карбидных фаз и снижение эффекта дисперсионного упрочнения. Соответствующее разупрочнение твердого раствора фиксируется некоторым снижением твердости (например, на рис. 6 это более заметно для случая сварки с  $q/v = 16,23$  кДж/см).

При испытании образцов сварных соединений в состоянии после сварки на кратковременное растяжение разрушение происходит по зоне доотпуска (с пониженной прочностью). Отпуск сварного соединения после сварки не улучшает прочности рассматриваемого участка, разрывные образцы также разрушаются в этой зоне. В условиях ползучести в подобных сварных соединениях разрушение может инициироваться также в разупрочненной зоне. Согласно [30, 31] образующиеся в этой зоне трещины называют трещинами IV типа.

В заключение можно отметить, что в первичной структуре сварных соединений мартенситных теплоустойчивых сталей с 9 мас. % Сг, полученных при использовании сварочных материалов, обеспечивающих аналогичное ОМ легирование металла шва, между швом и ОМ образуется участок с крупнокристаллической структурой с морфологическими признаками литого металла. Сделано предположение, что данный участок представляет собой ЗС, в которой часть зерен ОМ, перегреваемых до температур между эффективным солидусом и ликвидусом, претерпевает расплавление, соответствующее достигаемой температуре нагрева, и последующую кристаллизацию без перемешивания с наплавленными сварочными материалами.

Перегрев ОМ и снижение градиента температур в области около шва способствуют увеличению ширины крупнокристаллической ЗС, а также формированию в ней зерен  $\delta$ -феррита, образующихся вследствие межзеренного оплавления и диффузионного и ликвационного перемещения углерода в соседние микроучастки аустенита и в расплавленный металл.

Существенного роста аустенитного зерна в металле ЗТВ не отмечено, что, по-видимому, связано с присутствием в ОМ термически стойких карбидных и нитридных фаз. Более крупные зерна образуются в крупнокристаллической ЗС.

\* В данном случае под «эффективной» следует понимать температуру, достаточную для прохождения диффузионных процессов и начала превращения в условиях быстрого нагрева. Эта температура должна смещаться в сторону более высоких температур по сравнению с равновесной точкой  $A_{c1}$ .



Выветриваемая в микрошлифах рядом со швом темная область представляет собой зону фазовой перекристаллизации, ограниченную с внешней стороны изотермой, соответствующей неравновесной (эффективной) температуре  $A_{c1}$ . Вследствие нормализации металл в этой зоне приобретает мартенситную структуру и высокую твердость (примерно до  $HV\ 470$ ), которая снижается на участке неполной перекристаллизации и резко падает на границе с непрерывшим превращением ОМ до уровня его твердости ( $\sim HV\ 220...230$ ). Прилегающий к зоне фазовой перекристаллизации металл, нагреваемый выше температуры заводского отпуска стали, претерпевает доотпуск, вследствие чего этот микроучасток может иметь пониженную твердость по сравнению с исходной твердостью стали и обладает минимальной прочностью в сварном соединении.

1. *Assessment of creep rupture strength of new steels for advanced power plant piping and tubing* / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg, M. Zschau // Ninth Intern. symp. «Creep resistant metallic materials» (Hradec and Moravici, Czech Rep., Sept. 23–26, 1996) — Mannesmann, 1996. — 12 p.
2. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении // Автомат. сварка. — 1997. — № 9. — С. 40–44, 47.
3. Zschau M., Niederhoff K. Construction of piping systems in the new steel P91 including hot induction bends // VGB Kraftwerkstechnik. — 1994. — 74, № 2. — С. 142–149.
4. Скульский В. Ю., Царюк А. К. Особенности легирования и свойства новых сталей для изготовления сварных высокотемпературных компонентов ТЭС // Автомат. сварка. — 2004. — № 3. — С. 3–7.
5. Krauss G., Marder A. R. The morphology of martensite in iron alloys // Metallurgical Trans. — 1971. — 2, № 9. — P. 2343–2357.
6. Lundin C. D., Khan K. K. Fundamental studies of the metallurgical causes and mitigation of reheat cracking in 1,25Cr-0,25Mo and 2,25Cr-1Mo steels // WRC Bulletin. — 1996. — № 2. — P. 117.
7. Словарь-справочник по сварке / Под ред. К. К. Хренова. — Киев: Наук. думка, 1974. — 196 с.
8. Savage W. F., Nippes E. F., Szekeres E. S. A study of weld interface phenomena in a low alloy steel // Welding J. — 1976. — № 9. — P. 260–268.
9. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
10. Строение и свойства зоны сплавления сварных соединений стали 02X8H22C6 (ЭП 794) / В. Ю. Скульский, К. А. Ющенко, И. Я. Дзыкович и др. // Автомат. сварка. — 1997. — № 11. — С. 14–17.
11. Автоматическая электродуговая сварка / Под ред. Е. О. Патона. — М.; Киев: Машгиз, 1953. — 296 с.
12. Петров Г. Л., Тумарев А. С. Теория сварочных процессов. — М.: Высш. шк., 1977. — 392 с.
13. Сварка в машиностроении. Справочник: В 4 т. / Под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — Т. 1. — 504 с.
14. Гидравлика, гидромашин и гидроприводы / Т. М. Башта, С. С., Руднев Б. Б. Некрасов и др. — М.: Машиностроение, 1982. — 423 с.
15. Касаткин Б. С., Прохоров В. М., Чертов И. М. Напряжения и деформации при сварке. — Киев: Вища шк., 1987. — 248 с.
16. Лашко Н. Ф., Лашко-Авакян С. В. Металловедение сварки. — М.: Машгиз, 1954. — 272 с.
17. Comparison of creep behaviour of 2.25Cr-1Mo/9Cr-1Mo dissimilar weld joint with its base and weld metals / K. Laha, S. Laha, K. Bhanu et al. // Mat. Sci. and Tech. — 2001. — 17, № 10. — P. 1265–1272.
18. О механизме формирования границ аустенитных зерен в зоне сплавления при сварке низкоуглеродистых, низко- и среднелегированных сталей / Б. А. Федосеев, З. В. Гейниш, А. Г. Ламзин, Ю. И. Рубенчик // Автомат. сварка. — 1984. — № 1. — С. 20–25.
19. Гомальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
20. Lippold J. C., Savage W. F. Solidification of austenitic stainless steel weldments: Pt. I-A. Proposed Mechanism // Welding J. — 1979. — № 12. — P. 362–374.
21. Arata Y., Matsuda F., Katayama S. Solidification crack susceptibility in weld metals of fully austenitic stainless steels (report D). Fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation // Trans. JWRI. — 1976. — 5, № 2. — P. 135–151.
22. Fractographic investigation on solidification crack in the restraint test of fully austenitic stainless steel / F. Matsuda, H. Nakagawa, S. Ogata, S. Katayama // Trans. JWRI. — 1978. — 7, № 1. — P. 59–70.
23. О первичных и вторичных границах в металле шва и околошовной зоне сварных соединений среднелегированных сталей / А. М. Макара, В. А. Саржевский, Н. А. Мосендз и др. // Автомат. сварка. — 1973. — № 4. — С. 1–4.
24. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 568 с.
25. Лухачев В. А., Мышляев М. М., Сеньков О. Н. О роли структурных превращений в сверхпластичности // Физ. металлов и металловедение. — 1987. — 63, вып. 6. — С. 1045–1060.
26. Устиновичков Ю. И., Ковенский И. М. Механизм образования специальных карбидов в сталях, легированных Cr, Mo, V // Там же. — 1976. — 41, вып. 1. — С. 99–111.
27. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке: Т. 2. Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения. — М.: Металлургия, 1976. — 600 с.
28. Петров Г. Л., Землин В. Н., Гонсеровский Ф. Г. Сварка жаропрочных нержавеющей сталей. — М.: Машгиз, 1963. — 248 с.
29. Gnirb G. Welding and heat-treatment of joints made of dissimilar materials // Welding in the World. — 2001. — 45. — P. 23–40.
30. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1/2. — P. 22–25.
31. Creep life management of thick-wall high temperature component welds in fossil power boilers / N. Nishimura, K. Iwamoto, M. Yamauchi et al. — S. I., [1999]. — 8 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-702/99).

It is shown that a coarse-crystalline structure may be formed in a region between the weld and HAZ in fusion welding of high-chromium martensitic steels (of the R91 type). This structure is a fusion zone, wherein the base metal grains undergo a different degree of melting. Segregation and diffusion redistribution of carbon may lead to formation of a relatively decarburised ferritic phase ( $\delta$ -ferrite) within the fusion zone. Also, this zone is characterised by formation of the coarse grains of primary austenite. It is shown that metal in the HAZ in a tempering region located behind the phase recrystallisation region loses strength.

Поступила в редакцию 12.07.2004



## СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫХ ТЕРМОУПРОЧНЯЕМЫХ СПЛАВОВ НА НИКЕЛЕВОЙ ОСНОВЕ (Обзор)

**А. Б. МАЛЫЙ, Ю. В. БУТЕНКО**, инженеры (ГП НПКГ «Зоря-Машпроект», г. Николаев),  
**В. Ф. ХОРУНОВ**, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализированы причины образования горячих трещин в металле шва при сварке плавлением высоколегированных термоупрочняемых сплавов на основе никеля. Показано, что имеющиеся в литературе рекомендации по устранению трещин применимы только при небольшом содержании  $\gamma$ -фазы. Намечены пути решения этой проблемы для сплавов с высоким содержанием алюминия и титана.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, термоупрочняемые никелевые сплавы,  $\gamma$ -фаза, горячие трещины, химический состав, релаксационная стойкость, термообработка, присадочная проволока, прочность

Совершенствование газотурбинных установок (ГТУ) предусматривает повышение температуры рабочей среды, увеличение их мощности и ресурса. При этом надежность промышленных ГТУ определяется не только их конструктивными особенностями — не менее важное значение имеют свойства используемых материалов. В этой связи гомогенные нетермоупрочняемые сплавы на основе никеля типа ЭИ 435 заменили гетерогенными термоупрочняемыми, отличающимися более высокой жаропрочностью, достигаемой в основном в результате легирования алюминием и титаном. Практически из всех термоупрочняемых сплавов в силу их химического состава изготавливают детали только путем литья, что позволяет создать развитую внутреннюю полость в рабочих и сопловых лопатках для их эффективного охлаждения. Из термоупрочняемых сплавов, применяемых в промышленном газотурбостроении, наиболее распространены ЭИ 698, ЧС 104, ЭП 99, ЭП 202 и др. Их структура состоит из  $\gamma$ -раствора,  $\gamma$ -фазы типа  $Ni_3(Al, Ti)$ , объемная доля которой может составлять приблизительно 50...60 % карбидов ( $Me_6C$  и др.), карбонитридов ( $Ti(C, N)$ ) и боридов ( $Me_3B_2$  и др.) [1–4].

Производство газовых турбин невозможно без сварки, которая является наиболее экономным способом соединения деталей без увеличения их массы. При этом необходимо выполнение следующих операций: заварки дефектов литья, электронно-лучевой сварки (ЭЛС) валов с роторами, сварки лопаток в «пакеты», упрочнение торцов перьев рабочих лопаток износостойкими сплавами и др. Сварка гомогенных сплавов особых затруднений не вызывает. Однако термоупрочняемые сплавы в большинстве принадлежат к несвариваемым либо ограниченно свариваемым конструкционным материалам, поскольку отличаются склонностью к образованию трещин в шве и околошовной зоне

(ОШЗ) при сварке, термической обработке и высокотемпературной эксплуатации (рис. 1). Образовавшиеся на любом из этих этапов микротрещины продолжают свой рост при рабочей нагрузке. Весьма сложной является также задача получения металла швов, близкого по составу к основному, поскольку из-за высокой жаропрочности он отличается склонностью к образованию горячих трещин [2–7]. Все выше перечисленное относится к сварке плавлением, для которой характерен концентрированный нагрев, создающий значительные градиенты температур в зоне термического влияния.

В значительной степени избежать трещин можно с помощью применения вакуумной пайки высокотемпературными припоями или сварки без расплавления основного металла, например диффузионной сварки. Указанные выше способы получения соединений отличаются тремя основными недостатками — низкой производительностью процесса, невозможностью получения сварных соединений различной геометрии и необходимостью применения сложного оборудования. В настоящее время сварка плавлением является самым распространенным и экономным способом получения соединений. Для соединения высоколегированных сплавов широко применяется аргодуговая сварка вольфрамовым электродом. В этой связи особый интерес представляют способы повышения трещиностойкости и получения сварных соединений, равнопрочных с основным металлом.



Рис. 1. Характерный вид горячей трещины, возникшей в ОШЗ и распространившейся в металл шва (X100)



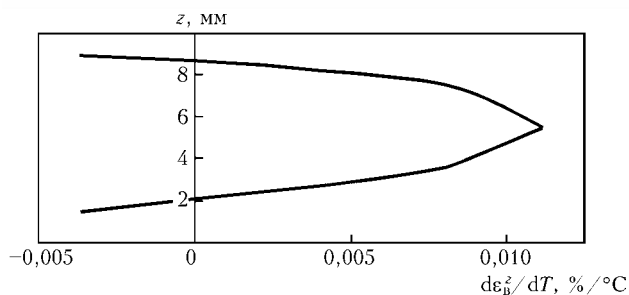


Рис. 2. Распределение темпа деформации  $d\epsilon_v^z/dT$  по толщине листа при сварке за один проход электронным лучом при погонной энергии  $q/v = 6270$  Дж/см [9] ( $\epsilon_v$  — внутренняя деформация по оси  $z$ )

Как известно, причиной образования горячих трещин при сварке (для сплавов на никелевой основе характерен именно такой вид разрушения) являются растягивающие напряжения, возникающие в результате неравномерного нагрева и охлаждения свариваемого металла, а также жесткого закрепления деталей. Для всех металлов и сплавов стойкость против горячих трещин определяется температурным интервалом хрупкости, пластичностью в этом интервале и скоростью нарастания пластических деформаций. На образование горячих трещин влияет степень загрязненности сплава легкоплавкими примесями, форма провара, размер зерна основного металла и др., но основное влияние оказывает химический состав основного металла, причем ухудшение свариваемости находится в прямой зависимости от содержания в нем  $\gamma$ -фазы [6–8]. Согласно [7, 9, 10], именно теплофизические особенности сплавов на никелевой основе (низкая теплопроводность и высокая жаропрочность) влияют на увеличение роста растягивающих напряжений, что в свою очередь зависит от тепловложения в основной металл и толщины свариваемых листов (рис. 2).

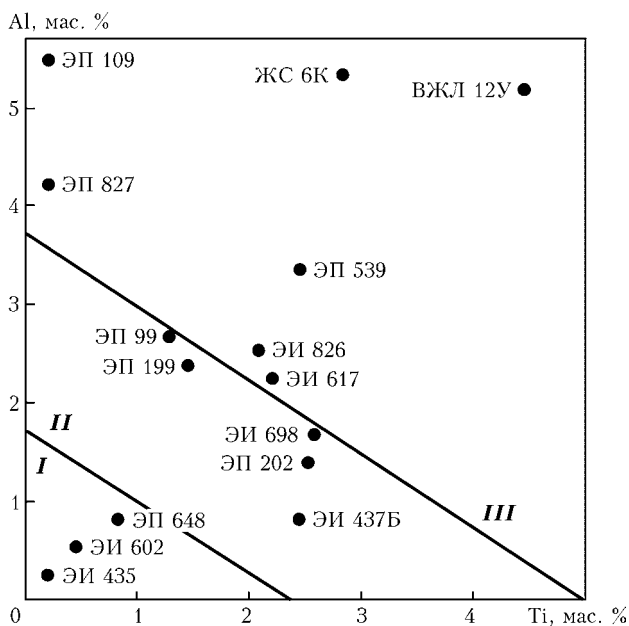


Рис. 3. Зависимость склонности никелевых сплавов к образованию трещин при термической обработке сварных соединений от содержания алюминия и титана (I–III — см. объяснения в тексте)

В работе [3], помимо отмеченного выше, обращается внимание на релаксационную стойкость. Процесс релаксации определяется переходом кристаллического тела из неравновесного состояния в равновесное, что достигается за счет снижения уровня напряжений во времени в нагруженном жестком теле с постоянными линейными размерами. Релаксация напряжений связана с переходом упругой деформации в неупругую; релаксируются лишь напряжения, превышающие предел упругости. Релаксационная стойкость жаропрочных никелевых сплавов повышается с увеличением содержания элементов, упрочняющих твердый раствор кобальтом, молибденом, вольфрамом, ниобием, но в основном при совместном упрочнении твердого раствора и выделении мелкодисперсной  $\gamma$ -фазы типа  $Ni_3(Al, Ti)$  или фазы  $Ni_3Nb$ . С повышением релаксационной стойкости и уровня напряжений снижается стойкость сплава против образования горячих трещин в шве и ОШЗ. Ниже представлено содержание  $\gamma$ -фазы (об. %) в различных никелевых сплавах [3], расположенных в порядке возрастания сварочных напряжений, релаксационной стойкости и склонности к горячим трещинам:

ЭИ 437Б	.....	до 10
ЭП 708	.....	13... 15
ЭП 693	.....	13... 15
ЭП 199	.....	16... 18
ЭИ 698	.....	14... 17
ЭП 99	.....	18... 22

В сплавах ЭИ 435, ЭИ 602 и ЭИ 868  $\gamma$ -фаза отсутствует.

В работе [11] рассмотрен вопрос о трещинообразовании сварных соединений при термической обработке. Этот вид разрушения связан с суммарным действием остаточных сварочных и объемных напряжений, возникающих при выделении из твердого раствора  $\gamma$ -фазы, и термических напряжений. Содержание алюминия и титана является основным фактором, определяющим склонность к образованию таких трещин. По аналогии с работой [2] построена диаграмма для оценки склонности отечественных сплавов к образованию трещин при сварке и термообработке сварных соединений (рис. 3) (на рисунке приведены не все сплавы, указанные в оригинале).

По этому признаку никелевые сплавы разделены на три группы. К I группе относятся гомогенные и слабостареющие сплавы с содержанием  $\gamma$ -фазы не более 3...5 об. %, не склонные к образованию трещин при сварке и термической обработке. Во II группу входят дисперсионно-твердеющие сплавы с содержанием  $\gamma$ -фазы не более 18...20 об. %, которые характеризуются умеренной склонностью к образованию трещин. Уменьшить ее можно путем оптимизации технологии сварки и применения термической обработки по схеме: закалка, сварка, закалка, старение. В сплавах с повышенным содержанием алюминия и титана, находящихся вблизи верхней границы этой группы (ЭП 99, ЭП 199, ЭИ 698 и др.), необходимо применять перед сваркой перестаривание

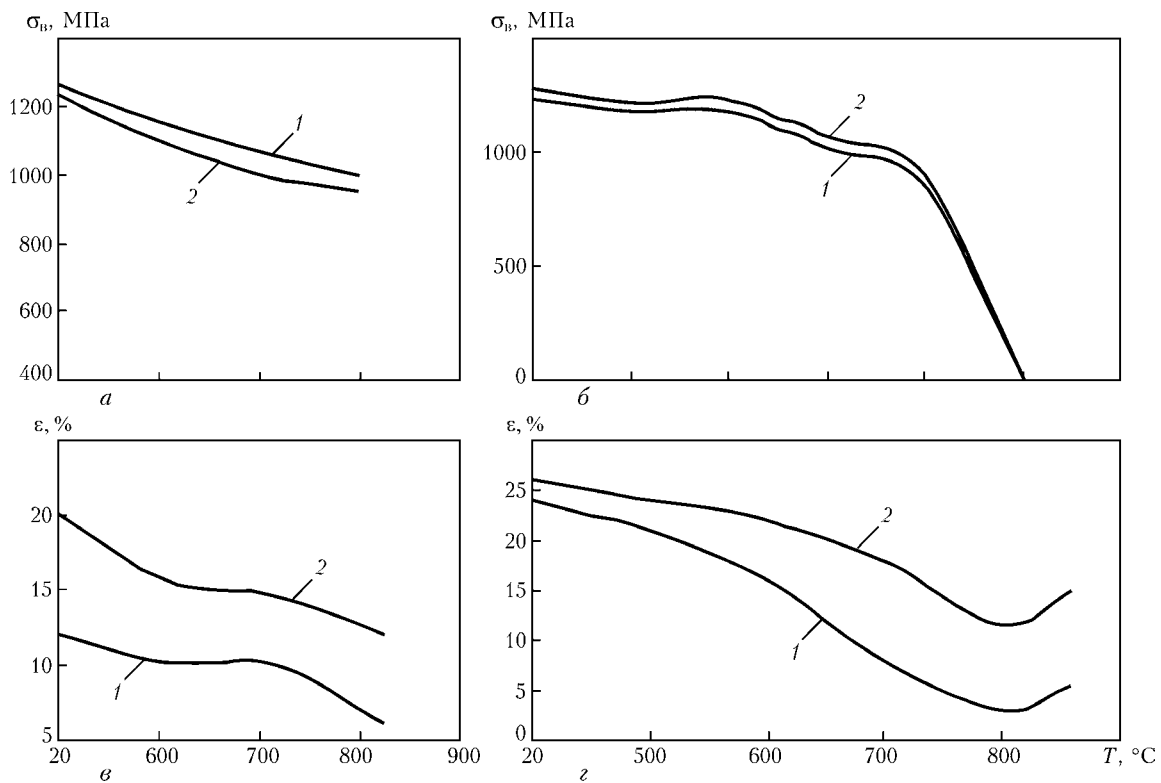


Рис. 4. Зависимость механических свойств сплавов ЭП 957 (а, в) и ЭП 800 (б, г) от температуры: 1, 2 — номера режимов (см. таблицу) [13] ( $\sigma_{\text{в}}$  — временное сопротивление;  $\epsilon$  — относительное удлинение)

(900... 950 °С, 5... 10 ч). В III группу входят жаропрочные никелевые сплавы с содержанием  $\gamma'$ -фазы более 20... 25 об. %. В сплавах, расположенных у нижней границы этой группы (ЭИ 617, ЭИ 826 и др.), необходимо применять многоступенчатое перестаривание, а с содержанием  $\gamma'$ -фазы свыше 45 об. % — сопутствующий подогрев свыше 950... 1000 °С.

О положительном влиянии перестаривания на свариваемость и устойчивость против образования термических трещин в дисперсионно-твердеющих сплавах отмечается также в работах [2–4, 12]. Перестаривание может выполняться посредством ступенчатого старения или аустенизации с замедленным охлаждением [12]. При этом в сплаве выделяются крупные частицы  $\gamma'$ -фазы, что приводит к снижению жаропрочности, релаксационной стойкости и повышению пластичности основного металла.

Необходимость увеличения срока эксплуатации ГТУ требует изыскания новых режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов, способствующих повышению кратковременной прочности, ударной вязкости и стабильности структуры сплавов без снижения их жаропрочных характеристик. С этой целью для трех промышленных никелевых сплавов (ЭП 957, ЭП 800 и ЭК 78)

авторами работы [13] опробованы режимы термообработки с замедленным охлаждением после аустенизации и многоступенчатым старением, которые представлены в таблице. В указанной работе утверждается, что оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств в широком температурном интервале достигается в процессе двухступенчатого охлаждения после аустенизации — на первом этапе со скоростью 1,5... 5,0 °С/мин, на втором — на воздухе (рис. 4). При этом образуются зерна с извилистой (зубчатой) границей, что связано с выделением упрочняющей  $\gamma'$ -фазы в виде крупных частиц, декорированных мелкими карбидами  $\text{MeC}$ ,  $\text{Me}_6\text{C}$  и  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ . После аустенизации с замедленным охлаждением осуществляют заключительное старение сплавов.

Как уже упоминалось выше, достичь получения сварных соединений с жаропрочностью на уровне основного металла весьма сложно из-за высокой склонности металла шва к горячим трещинам. Использование в качестве присадки проволок из основного металла усиливает образование трещин в сварных соединениях (рис. 5). Если из состава присадочных проволок исключить титан и алюминий, то повышается стойкость сварных соединений против образования трещин, что связано с повышением релаксационной способности сварных

**Режимы термообработки сплавов ЭП 957 и ЭП 900**

Сплав	1-й режим	2-й режим
ЭП 957	1180 °С, 3 ч + 1050 °С, 2 ч + 950 °С, 2 ч + 850 °С, 5 ч (промежуточное охлаждение на воздухе)	1180 °С, 3 ч (охлаждение с печью в течение 30... 45 мин до 1030 °С, затем на воздухе) + 850 °С, 15 ч (охлаждение на воздухе)
ЭП 800	1150... 1180 °С, 5 ч + 1050 °С, 2 ч + 1000 °С, 2 ч + 900 °С, 2 ч + 850 °С, 2 ч (промежуточное охлаждение на воздухе)	1160 °С, 3 ч (охлаждение с печью в течение 60... 90 мин до 950 °С, затем на воздухе) + 850 °С, 15 ч (охлаждение на воздухе)

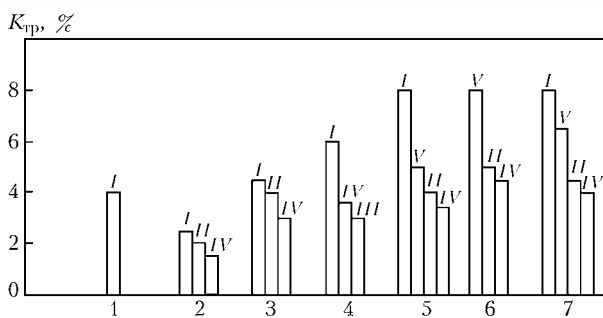


Рис. 5. Стойкость  $K_{тр}$  жаропрочных сплавов ХН78Т (1), ХН75МБТЮ (2), ХН60ВТ (3), ХН50ВМТЮБ (4), ХН30ВМТ (5), ХН45МВТЮБР (6) и ХН65ВМБЮ (7) против образования горячих трещин при сварке проволоками из основного металла (I), Св-06Х15Н60М15 (II), Св-Х11Н60М23 (III), Св-ХН64КБМЮВФ (IV) и Св-08Х20Н57М8В8ТЗР (V) [14]

соединений и отсутствием (или снижением) в металле шва выделения  $\gamma$ -фазы при повторном нагреве [14]. При этом прочность сварных соединений не превышает 0,85...0,90 прочности основного металла (рис. 6) [12].

Согласно работам [12, 14], наилучшее сочетание прочности и коррозионной стойкости сварных соединений обеспечивает проволока ЭП 533, которая однако значительно уступает проволокам ЭИ 683, ЭП 648, ЭП 367, ЭП 595 и ЭК 22 (с заниженным содержанием алюминия и титана или без них) по стойкости металла шва против образования горячих трещин.

Следует отметить, что в литературе широко и подробно освещены проблемы обеспечения трещиностойкости и равнопрочности сплавов с далеко не самым высоким содержанием  $\gamma$ -фазы в их структуре (до 29 об. %). Менее подробно рассмотрены сплавы III группы (см. рис. 3), отличающиеся высокой склонностью к трещинам. Исследование присадочной проволоки ЭП 533, содержащей 12 об. %  $\gamma$ -фазы, не может обеспечить равнопрочность сварных соединений сплавов указанной группы.

Сплавы с высокой суммарной долей этих элементов (ЖС6У-ВИ, ЖС6К, ЖС26, ЧС 70, ЧС 88, ЧС 104ВИ, IN 738LC, 713С и др.), отличающиеся значительным содержанием  $\gamma$ -фазы (суперсплавы) в своей структуре, считаются несвариваемыми, если не использовать специальные приемы. Так, в работе [15] для получения швов без трещин при сварке таких сплавов рекомендуется выполнять сварку с подогревом до 600 °С (аргонодуговая сварка) и до 900 °С (ЭЛС). Авторы другой работы [16] утверждают, что при ЭЛС сплава IN 738LC возможно получение швов без трещин при подогреве до 1120 °С как при использовании присадочного металла, так и без него. В работе [17] показано, что склонность к образованию трещин сплава 713С уменьшается с увеличением вложенной энергии и понижением скорости сварки. Изложенные в указанных работах результаты имеют важное значение. Однако следует помнить, что они получены в идеальных условиях, которые далеко не соответствуют условиям ремонтной технологии, когда для устранения дефектов каждого типа необходим свой подход.

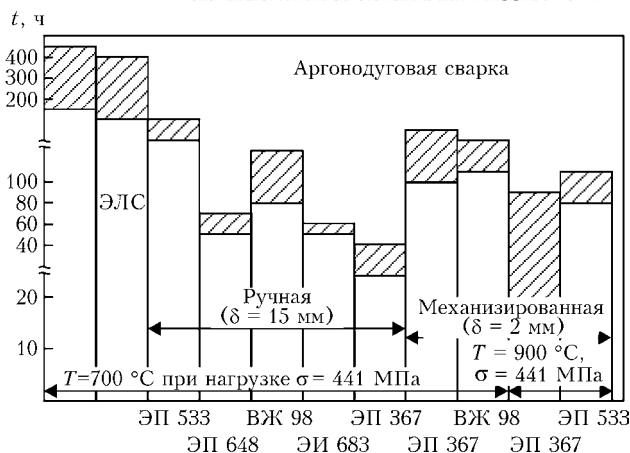


Рис. 6. Время до разрушения соединений сплава ЭП 202, выполненных аргонодуговой сваркой с использованием различных типов присадочных проволок и ЭЛС: заштрихованные области — разброс значений [12]

Из изложенного выше можно заключить, что несмотря на большое количество работ, посвященных исследованию свариваемости высоколегированных жаропрочных никелевых сплавов, эту проблему нельзя считать решенной. Все рекомендации, имеющиеся в литературе советской и стран СНГ, касаются металла с достаточно низким содержанием алюминия и титана, а значит, и  $\gamma$ -фазы. Объектам с более высоким содержанием  $\gamma$ -фазы посвящены работы американских исследователей [15–17], но и они не дают рекомендаций, применимых для практического применения.

Еще предстоит выяснить, исчерпаны ли резервы повышения пластичности сплавов с высоким содержанием  $\gamma$ -фазы, а также исследовать влияние тепловложения и присадочного металла с принципиально новой системой легирования на склонность швов к образованию трещин.

1. Колачёв Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 416 с.
2. Симс Ч., Хагел В. Жаропрочные сплавы. — М.: Металлургия, 1976. — 568 с.
3. Сорокин Л. И. Напряжения и трещины при сварке и термической обработке жаропрочных никелевых сплавов // Свароч. пр-во. — 1999. — № 12. — С. 11–17.
4. Волченко В. Н. Сварка и свариваемые материалы. — М.: Металлургия, 1991. — 528 с.
5. Сорокин Л. И. Оптимизация ремонтной технологии деталей газотурбинных двигателей (ГТД) из жаропрочных сплавов // Свароч. пр-во. — 1997. — № 1. — С. 19–23.
6. Землин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
7. Патон Б. Е. Технология сварки металлов и сплавов плавлением. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
8. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 430 с.
9. Анализ термодинамических процессов в зоне термического влияния при сварке жаропрочного никелевого сплава / В. Е. Эйдельштейн, Б. Ф. Якушин, В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко // Автомат. сварка. — 1980. — № 1. — С. 11–15.
10. Влияние физических характеристик литых никелевых сплавов на развитие термодинамических процессов при сварке плавлением / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, В. И. Махненко и др. // Там же. — 1993. — № 11. — С. 6–9.
11. Сорокин Л. И., Тутикин В. И. Классификация жаропрочных никелевых сплавов по их стойкости против образования трещин при термической обработке сварных соединений // Там же. — 1985. — № 5. — С. 23–25.



12. *Квасницкий В. Ф.* Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении // Там же. — 1985. — № 10. — С. 26–30.
13. *Филатова М. А.* Влияние термической обработки на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1995. — № 6. — С. 12–15.
14. *Сорокин Л. И., Багдасаров Ю. С., Тушкин В. И.* Сравнительная оценка присадочных проволок для аргонодуговой сварки жаропрочных сплавов // Свароч. пр-во. — 1993. — № 10. — С. 31–33.
15. *Haafkens M. H., Matthey J. H. G.* A new approach to the weldability of nickel-base as-cast and powder metallurgy superalloys // Welding J. — 1982. — Nov. — P. 25–30.
16. *Jahnke B.* High-temperature electron beam welding of the nickel-base superalloy IN-738LC // Ibid. — P. 343–347.
17. *Improving the weldability of Ni-base superalloys 713C* / A. Koren, M. Roman, I. Weisshaus, A. Kaufman // Ibid. — 1982. — Nov. — P. 348–351.

Causes of hot cracking of the weld metal in fusion welding of high-alloy heat-hardenable nickel-base alloys have been analysed. It is shown that recommendations available in literature on elimination of cracks are applicable only for alloys with a low content of the  $\gamma$ -phase. Ways of solving this problem for alloys with a high content of aluminium and titanium are noted.

Поступила в редакцию 13.05.2004,  
в окончательном варианте 08.10.2004

## ЭЛС РЕБРИСТЫХ ТЕПЛООБМЕННИКОВ (РАДИАТОРОВ) ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

*Разработана экологически чистая безотходная технология изготовления высокоэффективных теплообменных аппаратов из алюминия и его сплавов. Это позволяет уменьшить в 3...4 раза весовые характеристики радиаторов по сравнению с обычными из меди или латуни, улучшить на 40...60 % их теплотехнические показатели. Использование электронно-лучевой сварки при соединении оребренных трубчатых элементов с трубной доской*



*обеспечивает равнопрочность сварных соединений с основным металлом, практически полное отсутствие деформации и сохранение в исходном состоянии жесткости тонкостенных ребер.*

*Основные операции разработанной технологии являются экологически чистыми и легко поддаются автоматизации и механизации.*

*Область применения. Алюминиевые теплообменники (радиаторы) могут применяться в автомобиле- и тракторостроении, авиационной промышленности, холодильных установках или компрессорных станциях, кондиционерах и т. д.*

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



## КИНЕТИКА РАЗГОНА ЭЛЕМЕНТОВ МНОГОСЛОЙНЫХ ПАКЕТОВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛАСТИН ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

С. В. КУЗЬМИН, канд. техн. наук (Волгоград. гос. техн. ун-т, РФ)

Рассмотрены основные закономерности кинетики разгона пластин многослойного пакета при сварке взрывом. На примере трехслойного пакета оценено влияние исходных условий сварки на характер изменения скорости соударения на второй межслойной границе.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, высокоскоростное соударение, многослойный пакет, слоистый композит, условия сварки, кинетика разгона

Достоверная оценка значений параметров, характеризующих кинетику процесса соударения слоев многослойных композитов при сварке взрывом (в первую очередь послеслойных скоростей соударения), является чрезвычайно важной задачей при технологическом проектировании, решение которой осложнено как отсутствием сколько-нибудь физически обоснованного расчетного аппарата, так и незначительным количеством экспериментальных данных. Существующие математические модели [1–7] описывают процесс соударения элементов многослойных пакетов пластин при сварке взрывом в довольно грубом приближении. Вследствие допущений, содержащихся в них, из рассмотрения исключена начальная стадия разгона элементов [6–8] на второй и последующих границах свариваемого пакета, что приводит к существенным ошибкам при оценке межслойных скоростей соударения и, как следствие, сложности в реализации оптимальных свойств многослойных композитов. Уточнение же существующих моделей возможно лишь на основе детального экспериментального исследования закономерностей разгона и соударения элементов многослойных пакетов пластин при сварке взрывом.

**Цель и методика исследования.** Целью настоящей работы явилось исследование влияния условий сварки взрывом (толщины или массы соударяющихся элементов, скорости детонации взрывчатого вещества и фазы разгона метаемой пластины) на характер и кинетику разгона элементов трехслойных пакетов на второй межслойной границе свариваемой композиции с использованием методики, предложенной в работе [9].

Для достижения поставленной цели провели серию однофакторных опытов (таблица), в рамках которых варьировали толщину свариваемых алюминиевых пластин  $\delta_i$ , скорость детонации  $D$  взрывчатого вещества (ВВ) и фазу разгона метаемого элемента, характеризующуюся отношением  $h_1/H$  ( $h_1$  — зазор на первой границе пакета;  $H$  — высота заряда ВВ) и количественно определяющую относительное значение остаточного давления  $p/p_0$ ,

(где  $p$  — остаточное давление продуктов детонации (ПД) на поверхности метаемой пластины в выбранный момент времени  $\tau$ ;  $p_0$  — давление, действующее на поверхность метаемой пластины во фронте детонационной волны [10]):

$$p = \frac{64}{27} p_0 \left( \frac{H}{D\tau} \right)^3, \quad (1)$$

$$p_0 = \frac{1}{4} \rho_0 D^2, \quad (2)$$

где  $\rho_0$  — исходная плотность используемого ВВ.

Степень влияния того или иного параметра оценивали сопоставлением длительностей начальных стадий разгона  $\tau_n$  пакета из двух сваренных пластин при различных значениях одного из варьируемых в заданном диапазоне параметров и сохранении остальных без изменения в каждой серии опытов (таблица). При этом во всех случаях строили расчетные [10] и экспериментальные кривые разгона для каждой границы соударения, а также графические зависимости, характеризующие динамику изменения скорости движения тыльной поверхности сваренного пакета из двух пластин  $v_{c_2} = f(\tau)$  на начальной стадии разгона.

Под длительностью начальной стадии разгона  $\tau_n$  полагали время разгона тыльной поверхности

**Параметры сварки в серии однофакторных опытов**

№ серии опытов	Толщина слоев $\delta_i$ , мм	Скорость детонации $D$ , м/с	$h_1/H$
1	1,9+1,9+3,8	3420	0,017
	3,8+3,8+7,6	3420	0,017
2	3,8+3,8+7,6	3420	0,017
	3,8+3,8+7,6	3420	1,000
3	3,8+3,8+7,6	3600	0,014
	3,8+3,8+7,6	3600	1,000
4	3,8+3,8+7,6	2500	0,014
	3,8+3,8+7,6	2500	1,000
5	3,8+3,8+7,6	3600	1,000
	3,8+3,8+7,6	2500	1,000
6	3,8+3,8+7,6	3600	0,014
	3,8+3,8+7,6	2500	0,014



сваренного в полете пакета из двух пластин до скорости полета  $v_{II}$ , рассчитанной из закона сохранения количества движения для изолированной системы [11]. Определение данного параметра производилось следующим образом:

1) экспериментальные кривые разгона пакета аппроксимировали эмпирическими зависимостями экспоненциального вида, связывающими  $v_{c_2}(y)$  с расстоянием, пройденным тыльной поверхностью этого пакета  $y$ :

$$v_{c_2}(y) = A(1 - e^{-by}), \quad (3)$$

где  $A$  и  $b$  — экспериментальные коэффициенты;

2) из закона сохранения количества движения для изолированной системы рассчитывали скорость полета пакета из двух сваренных пластин после их соударения:

$$v_{II} = \frac{m_1}{m_1 + m_2} v_{c_1}, \quad (4)$$

где  $m_1$  и  $m_2$  — соответственно единичные массы метаемой (первой) и промежуточной (второй) пластин в свариваемом трехслойном пакете;  $v_{c_1}$  — скорость соударения на первой межслойной границе;

3) с использованием полученных ранее эмпирических зависимостей или графическим путем определяли расстояние  $y = h_{II}$  ( $h_{II}$  — расстояние от нижней поверхности пакета из двух пластин, на котором он приобретает скорость  $v_{II}$ , рассчитанную из закона сохранения количества движения);

4) рассчитывали искомую  $\tau_{II}$ :

$$\tau_{II} = \int_0^{y=h_{II}} \frac{dy}{v_{c_2}(y)}. \quad (5)$$

Рассмотрим более подробно влияние указанных выше параметров на характер разгона многослойных пакетов пластин и длительность его начальной стадии  $\tau_{II}$ .

**Влияние массы свариваемых элементов.** Проведенные исследования показали, что масса (толщина) свариваемых пластин оказывает значительное влияние на длительность начальной стадии разгона, рост которой происходит при соответствующем увеличении массы пластин.

Так, при сварке пакета алюминиевых пластин с соотношением толщины слоев (1,9 + 1,9 + 3,8) мм ( $D = 3420$  м/с,  $h_1/H = 0,017$ ) (серия опытов № 1) длительность начальной стадии разгона  $\tau_{II}$  пакетов пластин составила приблизительно 1,6 мкс. Увеличение толщины свариваемых элементов вдвое (3,8 + 3,8 + 7,6 мм) при прочих равных условиях привело к пропорциональному росту  $\tau_{II}$  приблизительно до 2,7 мкс (рис. 1). При этом более массивный пакет разгоняется менее интенсивно, что, очевидно, связано с различной инерционностью свариваемых элементов.

**Влияние фазы разгона.** Изменение фазы разгона метаемого элемента, которая, как уже ука-

зывалось, количественно определяет относительное значение остаточного давления продуктов детонации на поверхности свариваемого пакета  $p/p_0$ , также оказывает существенное влияние как на длительность начальной стадии разгона пакета пластин, так и на характер изменения  $v_{c_2}$  (рис. 2).

При этом рост отношения  $h_1/H$  с 0,017 до 1,000 (серия опытов № 2) вызывает увеличение длительности начальной стадии разгона приблизительно от 2,7 до 6,5 мкс.

Аналогичные результаты получены и при других условиях сварки — в сериях опытов № 3 ( $D = 3600$  м/с) и № 4 ( $D = 2500$  м/с), в которых продолжительность начальной стадии изменяли соответственно от 1,8 до 4,6 и от 4 до 8,7 мкс при  $h_1/H$ , равном 0,014 и 1,000.

Такое изменение «инерционности» процесса разгона можно связать с соответствующим влиянием уменьшения остаточного внешнего давления  $p$  на систему взаимодействующих элементов, показанным на рис. 3, где точка  $A$  соответствует остаточному давлению, действующему на поверхность верхней (метаемой) пластины в момент со-

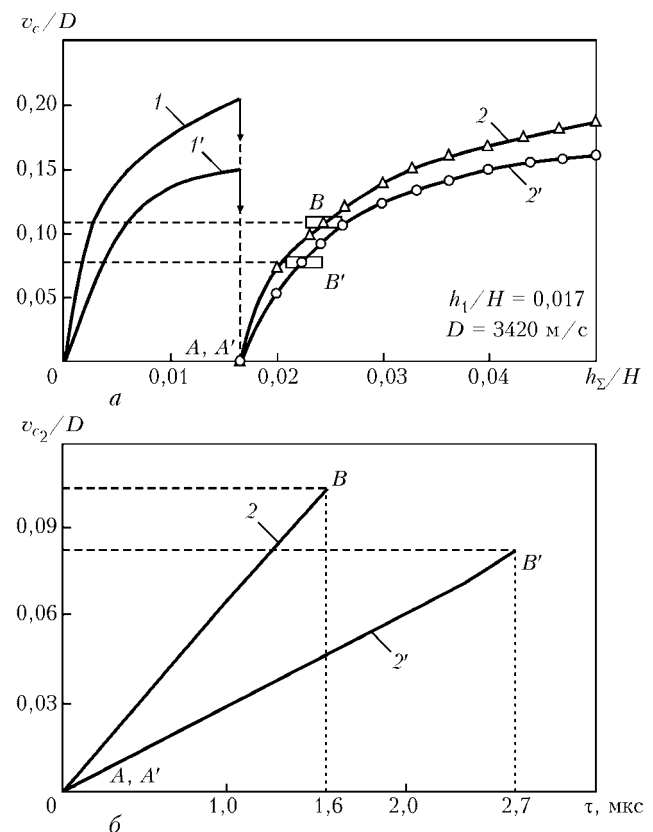


Рис. 1. Кривые разгона элементов в трехслойном пакете алюминиевых пластин (а) и характер изменения  $v_{c_2}$  на начальной стадии разгона (б) при различной толщине свариваемых пластин (серия опытов № 1): 1, 1' — расчетные кривые [7] (разгон метаемой пластины); 2, 2' — экспериментальные (разгон сваренного в полете двухслойного пакета); 1, 2 —  $\delta_1 + \delta_2 = (1,9 + 1,9)$  мм; 1', 2' —  $\delta_1 + \delta_2 = (3,8 + 3,8)$  мм; точки  $A$  и  $A'$  — начало движения двухслойного пакета из состояния покоя (для двух условий опыта, соответствующих кривым 1, 1' и 2, 2');  $B$  и  $B'$  — момент достижения двухслойного пакета скорости, рассчитанной из закона сохранения количества движения;  $\square$  — скорость пакета, рассчитанная из закона сохранения количества движения (4)

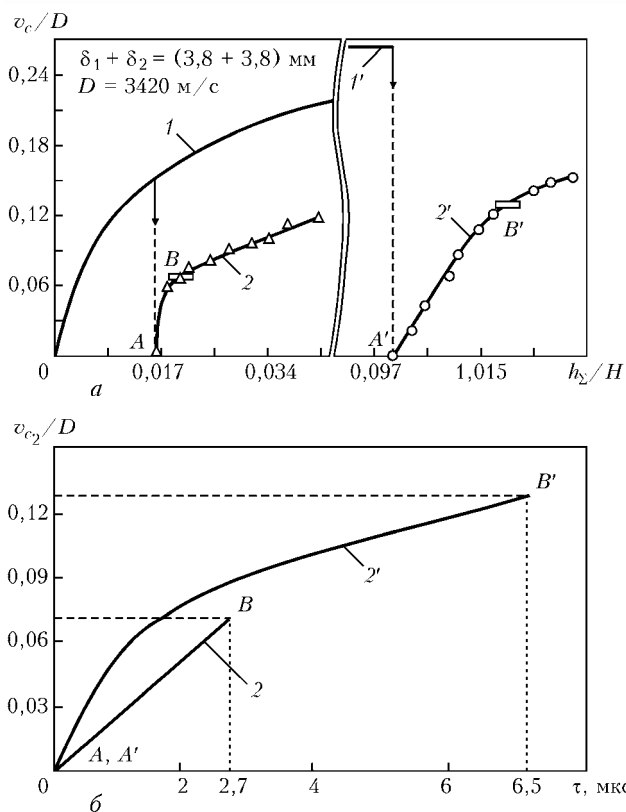


Рис. 2. Кривые разгона элементов в трехслойном пакете алюминиевых пластин (а) и характер изменения  $v_{c2}$  на начальной стадии (б) при различных фазах разгона метаемой пластины (серия опытов № 2): 1, 2 –  $h_1/H = 0,017$ ; 1', 2' –  $h_1/H = 1,000$ ; остальные обозначения см. рис. 1

ударения пластин при  $h_1/H = 0,017$  ( $p \approx 2,8$  ГПа), а точка А' – при  $h_1/H = 1,000$  ( $p \approx 8,0$  ГПа).

**Влияние скорости детонации.** Скорость детонации  $D$  также оказывает значительное влияние на длительность начальной стадии разгона, при этом более интенсивный разгон пакета наблюдается при больших значениях  $D$ , что приводит к снижению  $\tau_n$ . Так, увеличение значений  $D$  от 2500 до 3600 м/с при реализации полного разгона метаемой пластины (серия опытов № 5) вызывает

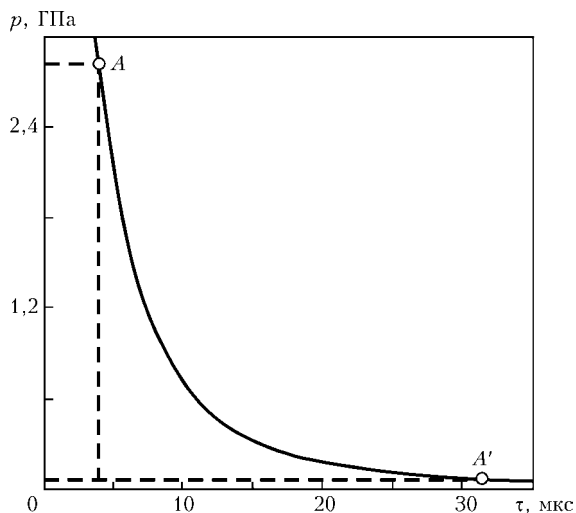


Рис. 3. Изменение давления  $p$  на поверхности метаемой пластины по формуле (1) (серия опытов № 2): А – соударение первой и второй пластины при  $h_1/H = 0,017$ ; А' – при  $h_1/H = 1,000$

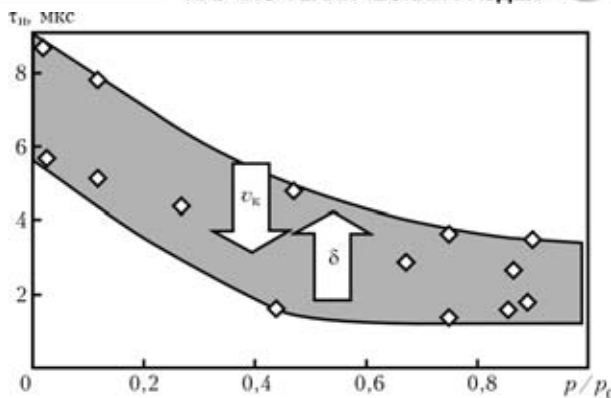


Рис. 4. Зависимость длительности начальной стадии разгона пакета  $\tau_n$  соударившихся пластин на второй межслойной границе от относительного давления  $p/p_0$  ПД ( $v_k$  – скорость контакта)

уменьшение  $\tau_n$  с 8,7 до 4,6 мкс. Такое же изменение скорости детонации в условиях действия на метаемую пластину значительных остаточных давлений ( $h_1/H = 0,014$ , серия опытов № 6) закономерно приводит к соответственному уменьшению  $\tau_n$  приблизительно от 4,0 до 1,8 мкс.

Таким образом, основными факторами, оказывающими влияние на длительность и характер разгона на начальной стадии, являются масса (толщина) свариваемых элементов и остаточное давление ПД на поверхности метаемой пластины. В обобщенном виде экспериментальные результаты можно изобразить в виде зависимости длительности начальной стадии разгона пакета пластин  $\tau_n$  от давления ПД на поверхности свариваемой системы  $p/p_0$  (рис. 4), представляющей собой некоторую область, верхняя граница которой соответствует большей массе свариваемых при сварке взрывом элементов и низким скоростям точки контакта, а нижняя – меньшей массе (толщине) элементов пакета и высоким скоростям точки контакта. Левая часть области относится к случаю полного разгона метаемой пластины продуктами детонации ВВ при сварке взрывом, а правая – к неполному разгону ( $p/p_0 \gg 0$ ).

### Выводы

1. Экспериментально установлено, что при сварке взрывом многослойных слоистых композиционных материалов разгон пакета соударившихся пластин на второй и последующих границах происходит не мгновенно, а через некоторый промежуток времени  $\tau_n$ , длительность которого может составлять в зависимости от параметров процесса 10 мкс. Существенное влияние на  $\tau_n$ , а также на кинетику разгона оказывают масса (толщина) пластин, скорость точки контакта и фаза разгона метаемой пластины.

2. Показано, что возрастание толщины (или массы) соударяющихся элементов, а также скорости детонации и остаточного давления продуктов детонации приводит к существенному увеличению длительности разгона пакета соударившихся пластин на начальной стадии. Это обстоятельство необходимо учитывать при назначении технологических параметров сварки взрывом многослойных металлических композитов.



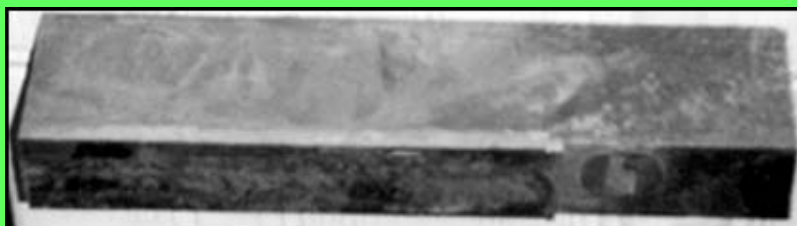
1. *Высокоскоростная деформация металлов* / В. И. Беляев, В. Н. Ковалевский, Г. В. Смирнов, В. А. Чекан. — Минск: Наука и техника, 1976. — 224 с.
2. *Соннов А. П., Трыков Ю. П.* К расчету параметров сварки взрывом многослойных соединений // Физика и химия обраб. материалов. — 1973. — № 4. — С. 128–133.
3. *Ударные волны и явления высокоскоростной деформации металлов* / Под ред. М. А. Мейерса, Л. Е. Мурра. — М.: Металлургия, 1984. — 512 с.
4. *Zhang Dengxia.* Research on movement of layer plate in explosive welding // Trans. China Welding. Inst. — 1983. — 4, № 3. — P. 109–118.
5. *Shao P. H., Zhou Z. H., Li G. H.* Calculation on explosive bonding parameters of multi-layer plates under glancing detonation // 6 Intern. symp. of use energy of explosive, Pradubise, CSSR, Sept. 22–24, 1985. — Praha, 1985. — P. 57–63.
6. *Оценка параметров соударения при сварке взрывом многослойных композиций* / В. Г. Шморгун, А. П. Соннов, Ю. П. Трыков, И. А. Ковалев // *Металловедение и прочность материалов: Межвуз. сб. науч. тр.* — Волгоград: ВолгГТУ, 1997. — С. 20–25.
7. *Компьютерная модель расчета и оптимизации технологических параметров сварки взрывом* / В. И. Лысак, В. А. Сапарин, С. В. Кузьмин, Д. В. Стариков // *Новые промышленные техника и технологии. Компьютерное обеспечение и компьютерные технологии: Тез. докл. I Межвузов. науч.-практ. конф., г. Волгоград, 5–9 дек. 1994.* — Волгоград, 1994. — С. 113.
8. *Кузьмин С. В., Лысак В. И., Стариков Д. В.* Кинетика соударения металлических пластин в многослойном пакете при сварке взрывом // *Приклад. механика и техн. физика.* — 1994. — № 5. — С. 173–175.
9. *Кузьмин С. В., Лысак В. И., Саломатин И. А.* Методика оценки параметров разгона пластин в многослойном пакете при сварке взрывом // *Автомат. сварка.* — 2001. — № 2. — С. 20–24.
10. *Физика взрыва* / Под ред. К. П. Станковича. — М.: Наука, 1975. — 704 с.
11. *Александров Е. В., Соколинский В. Б.* Прикладная теория и расчеты ударных систем. — М.: Наука, 1969. — 199 с.

Main principles of the kinetics of acceleration of a multilayer stack plates in explosion welding are considered. The effect of initial welding conditions on the character of variations in the collision velocity at the second interlayer boundary has been evaluated by an example of a three-layer stack.

Поступила в редакцию 06.09.2004

## ТЕХНОЛОГИЯ НАПЛАВКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ МЕДИ И ЕЕ СПЛАВОВ

*В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология наплавки меди и ее сплавов трением с перемешиванием. Суть процесса заключается в следующем. Наплавляемая деталь и присадочный материал в виде пластины закрепляют с помощью прижимов. Вращающийся рабочий инструмент вводится в соприкосновение с присадочной пластиной до упора. От трения инструмента генерируется тепло, необходимое для увеличения пластичности присадочного материала и части металла детали. При перемещении инструмента образуется нахлесточный шов. Детали наплавляются последовательным наложением таких швов с перекрытием.*



*Опытная установка на базе вертикально-фрезерного станка с мощностью привода 10 кВт позволяет наплавить слой меди толщиной до 1 мм.*

*Разработаны конструкции рабочих инструментов с разным соотношением геометрических размеров и форм составных частей, которые имеют достаточный запас работоспособности на длительное время в условиях высоких механических и тепловых нагрузок.*

*Оборудование отличается простотой конструкции и обслуживания. Площадь для размещения основного оборудования — 50 м<sup>2</sup>.*

*Определен диапазон основных параметров — скорости наплавки и частоты вращения инструмента, обеспечивающие качественное формирование наплавленного пласта.*

*Области применения. Ремонт и восстановление размеров металлургического, электротехнического оборудования, транспортных средств.*

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 6  
Тел.: (38044) 287 47 02, тел./факс: (38044) 528 04 86  
E-mail: office@paton.kiev.ua





# КОРРОЗИОННО-ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ХРОМОНИКЕЛЕВОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА В ЩЕЛОЧНЫХ СРЕДАХ (Обзор)

**П. П. ЛАЗЕБНОВ**, канд. техн. наук (Запорож. нац. техн. ун-т)

Приведены данные о коррозионной стойкости хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах. Представлена краткая информация о влиянии легирующих элементов на коррозионно-электрохимические процессы, протекающие в металле сварных хромоникелевых швов.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, покрытие, электроды, хромоникелевые стали, сварные швы, щелочные среды, коррозия, потенциал коррозии, легирование, наплавленный металл

В содовой, целлюлозно-бумажной и других отраслях промышленности применяют высокотемпературные щелочные технологические среды. Основным материалом сварных конструкций (аппараты, пропарочные камеры, варочные трубы и др.) предприятий являются хромоникелевые стали типа 18-10 [1, 2]. Обследование установок для непрерывной варки сульфатной целлюлозы фирм «Камюр» и «Пандия» позволяет сделать вывод о селективном разрушении сварных швов конструкций [3, 4] по типу общей коррозии, обусловленной гетерогенностью химического состава и структуры наплавленного металла [5, 6].

Выполнен обзор статей, посвященных исследованию влияния химического состава на коррозионно-электрохимические свойства хромоникелевого наплавленного металла в щелочных средах.

Изучали высоколегированные металлы (близкие по химическому составу стали 12X18H10T и отличающиеся от нее уровнем легирования), наплавленные серийными и опытными электродами (таблица). Из анализа таблицы следует, что коррозионная стойкость швов сварочных материалов обусловлена их химическим составом и структурой. Аустенитно-ферритные металлы, наплавленные электродами ОЗЛ-8, ЦЛ-11, ЦТ-15, ЗИО-3 и др., в щелочных растворах разрушаются интенсивнее аустенитных. Лучшая стойкость получена у наплавленных образцов с высоким содержанием никеля (11X15H25M6Г2, 09X15H25M6Г2Ф), а также у низкоуглеродистых (ОЗЛ-20 и 832MWR). В опытных электродах наряду с улучшением

коррозионных свойств сварных швов достигнуто снижение содержания никеля (на 15 %), молибдена (6...7 %) и ванадия (до 1 %) по сравнению с электродами ЭА-395/9 и ЭА-981/15.

Основа сталей и сплавов определяет стационарный потенциал коррозии в растворах, а легирующие элементы с присущими им электрохимическими параметрами смещают его в сторону положительных или отрицательных значений. При изучении процессов коррозии металлов в агрессивных средах эффективно привлечение диаграмм состояния Пурбе [2, 7, 8], раскрывающих кинетику коррозионных разрушений легирующих элементов (хром, никель, марганец, ниобий, титан, молибден, вольфрам, медь, ванадий) хромоникелевых сталей в щелочных растворах (рН 10-16). В анализируемой области диаграмм изменение потенциалов окислительно-восстановительных реакций ряда металлов от рН описывается линейными законами [4, 9].

**Коррозионная стойкость хромоникелевых металлов в щелочных средах**

Марка сварочного электрода	Тип наплавленного металла	Содержание δ-феррита в металле, мас. %	Усредненные показатели скорости коррозии, г/(м <sup>2</sup> ·ч), при испытаниях	
			натурных	лабораторных
ОЗЛ-8	Э-07Х20Н9	7,0	0,0217	0,0613
ЦЛ-11	Э-08Х20Н9Г2Б	6,4	0,0125	0,0572
ЦТ-15	Э-08Х19Н10Г2Б	3,8	0,0134	0,0550
ЗИО-3	Э-07Х19Н10Г2Б	6,0	0,0152	0,0500
НИАТ-1	Э-08Х17Н8М2	5,8	0,0203	0,0884
ЭА-400/10у	Э-07Х19Н11М3Г2Ф	5,0	0,0128	0,0738
ЭА-395/9	Э-11Х15Н25М6Г2	—	0,0057	0,0127
ЭА-981/15	Э-09Х15Н25М6Г2Ф	—	0,0061	0,0134
ОЗЛ-6	Э-10Х25Н13Г2	4,1	0,0094	0,0605
ЦЛ-9	Э-10Х25Н13Г2Б	8,0	0,0093	0,0597
ОЗЛ-20	Э-02Х20Н14Г2М2	1,8	0,0106	0,0541
ОЗЛ-5	Э-12Х24Н14С2	5,6	0,0119	0,0620
832MWR (Швеция)	Э-04Х21Н10Г2	2,1	0,0099	0,0533
Опытные	Э-08Х20Н10Б (0,025 % Y)	2,0	0,0255	0,0076

Примечания. 1. Лабораторные испытания выполнены в автоклаве ( $P = 0,2$  МПа,  $t = 130$  °С, 30 %-й NaOH, длительность 144 ч). 2. Натурные испытания проведены в зоне заварки швы котла «Камюр» ( $P = 1,2$  МПа,  $t = 160...170$  °С, белый щелок, длительность 2150 ч).

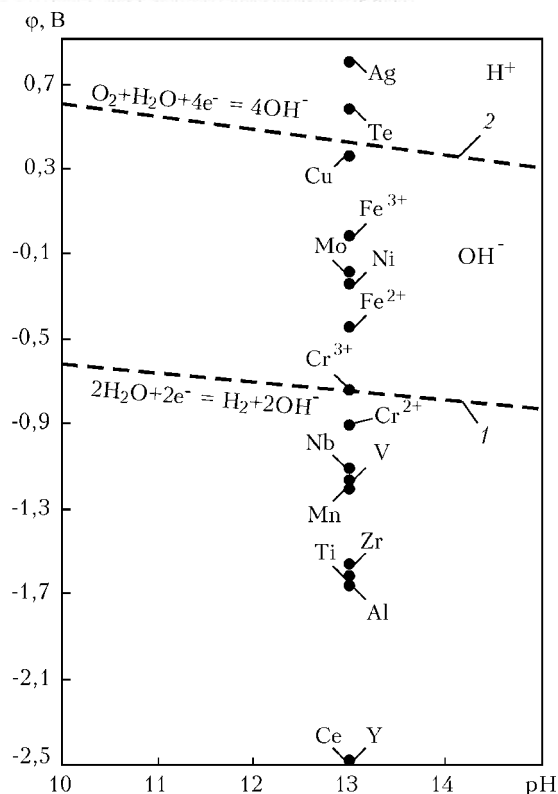


Рис. 1. Стандартные электродные потенциалы металлов при pH 13

На диаграмме  $\phi$ -рН для воды показаны стандартные электродные потенциалы легирующих элементов, используемых в сварочных материалах для сталей Fe-Cr-Ni (рис. 1). Основные кривые отвечают электрохимическим равновесиям  $H_2O$  с продуктами ее восстановления — водородом (кривая 1) либо окисления — кислородом (кривая 2). Область 1-2 соответствует термодинамической стабильности воды. При электродных потенциалах, располагающихся вне области 1-2, компоненты воды окисляются либо восстанавливаются с выделением газообразного кислорода или водорода.

Практический интерес представляет интервал рН 12-14 — область технологического белого щелока сульфатварочных котлов «Камюр». Элементы, потенциалы которых размещены выше линии равновесного водородного (кислородного) электрода, разрушаются с водородной (кислородной) деполяризацией. Напротив, металлы с потенциалами ниже равновесного кислородного электрода (хром, ниобий, ванадий, марганец, цинк, титан, алюминий, иттрий) — коррозионностойкие. Они разрушаются лишь в случаях присутствия в растворе деполяризатора (помимо  $H^+$  и  $O_2$ ) с потенциалами восстановления положительнее стандартных для приведенных металлов [7, 10]. Диаграмма позволяет прогнозировать вероятность коррозии легирующих элементов, протекающей с определенной деполяризацией. Металлы (серебро, теллур приведены для сравнения), потенциалы которых находятся выше кривой 2, не корродируют в щелочных средах. В области 1-2 и ниже кривой 1 изучаемые элементы (медь, молибден, железо-

алюминий, иттрий) разрушаются с кислородной, водородной и смешанной деполяризацией.

Железо в нижней части диаграммы Fe- $H_2O$  отличается коррозионной стойкостью, поскольку является термодинамически стабильным (рис. 2, а). При рН 1,0-9,5 и потенциалах выше -0,4 В устойчивость металла снижается, и в растворах выделяются ионы  $Fe^{2+}$ . В средней области диаграммы при рН 10-12,5  $\phi = -(0,6...0,8)$  В поверхность железа покрывается пленкой гидрата закиси железа  $Fe(OH)_2$ . Выше этой границы выделяется гидроксид железа  $Fe(OH)_3$ . В обеих реакциях металл коррелирует с образованием защитных пленок гидратов, затрудняющих коррозию металла. В щелочной области (рН 14,5-16,0) железо коррелирует с выделением анионов  $HFeO_2^-$  в растворе [1, 7, 9].

В работе [11] установлена склонность элемента к общей коррозии в щелочных растворах, максимальная скорость отмечена при потенциале -0,53 В. Пассивное состояние наступает при более положительных потенциалах благодаря образованию пленок  $Fe(OH)_2$  и  $Fe(OH)_3$ .

Хром в щелочных растворах отличается коррозионной стойкостью при  $\phi = -(1,25...1,60)$  В (рис. 2, б). Выше этой границы наступает пассивное состояние ( $-0,2 \text{ В} \leq \phi \leq 0,2 \text{ В}$ ), поскольку на поверхности металла образуется химически устойчивый гидроксид хрома  $Cr(OH)_3$ .

Пассивирующая способность хрома объясняется наличием защитного оксида трехвалентного хрома на поверхности металла [12, 13]. Восстановление его до двухвалентного приводит хром к катодной, а окисление до шестивалентного — к анодной активности. При более положительных потенциалах металл растворяется в щелочных средах с рН 10-15, в растворе образуются ионы  $CrO_4^{2-}$ , в области отрицательных потенциалов с рН > 15 происходит окисление хрома с выделением ионов  $CrO_3^{3-}$ .

Хром повышает коррозионную стойкость сплава Fe-Cr-Ni в кипящих растворах гидроксида натрия [14, 15]. В этих условиях он без активного растворения переходит в пассивное состояние. Плотность тока активного растворения и пассивации снижается по мере увеличения концентрации хрома в сплаве до 26 % [15].

Наибольшую стойкость против общей коррозии [1, 16] и коррозионного растрескивания [17] в щелочных средах имеет никель. По мнению авторов работ [12, 16-18], он увеличивает пассивируемость металла сварных швов в концентрированных щелочных растворах. С возрастанием содержания никеля в сплавах Fe-Ni отмечено уменьшение критической плотности анодного тока в активной области и выделение в растворе ионов  $Ni^{2+}$ . Так, в гидроксиде натрия (48 % NaOH) при 140 °С сталь Fe 5 % Ni имеет плотность тока 150; Fe-12 % Ni — 110; Fe-30 % — 90 А/м<sup>2</sup> [19]. Подобный эффект установлен и на хромоникелевых сталях. Пассивное состояние наступает при образовании гидроксида никеля  $Ni(OH)_2$ ,  $\phi = -(0,5...0,6)$  В (рис. 2, в). Коррозионная стойкость сталей и сплавов в щелочных



средах возрастает пропорционально концентрации никеля [20], его предельное содержание достигает 26 %. Введение элемента в больших количествах практически не изменяет стойкости сплавов [3, 6, 21].

Влияние кремния на коррозионную стойкость хромоникелевых сталей неоднозначно. Так, при содержании 2 % Si в стали увеличивается ее коррозионная стойкость в окислительных средах [22]. В нейтральных растворах кремний снижает стойкость металла против коррозии [23]. Сварные соединения стали, легированной 6 % Si, подвержены избирательному разрушению в околосварной зоне в результате выпадения избыточных фаз по границам зерен [22–24]. В работе [24] вводили кремний с целью частичного замещения хрома в нержавеющей аустенитных сталях. Установлено, что сталь, содержащая 15 % Cr, 9 % Ni и 3 % Si, по коррозионной стойкости в кислых средах близка к хромоникелевой стали (0,025 % C; 0,45 % Si; 1,75 % Mn; 9 % Ni; 18,2 % Cr; 0,15 % Mo; 0,003 % S; 0,007 % P).

Данных о химической стойкости кремния в щелочных средах весьма мало. Учитывая негативное влияние кремния на стойкость аустенитных швов против горячих трещин, вязкость и пластичность, а также на снижение коррозионной стойкости металла [23, 25–27], видимо, необходимо ограничивать его содержание в сварных швах.

Марганец снижает коррозионную стойкость сварных швов высоколегированных сталей в окислительных и восстановительных средах [12, 26]. Так, у хромоникелевого наплавленного металла, легированного 6...8 % Mn, этот показатель снижается на 10...15 % [26]. У хромоникельмарганцовистых сталей ухудшается пассивируемость при введении марганца, смещающего потенциал пассивации в сторону положительных значений и увеличивающего анодный ток растворения металла в пассивной области [11].

Область химической стойкости элемента в щелочных растворах (рис. 2, з) расположена ниже,  $\varphi = -(1,4...1,8)$  В. Выше этой границы возможны переход в пассивное состояние (рН 10,5–13) и активное растворение металла. Отличаясь весьма отрицательным стандартным потенциалом ( $-1,3$  В) в щелочных средах, марганец снижает коррозионную стойкость хромоникелевых сталей [7, 28]. Потенциал его анодного растворения расположен в активной области [28], превосходящей таковую для хромоникелевой стали, что затрудняет пассивирование металла и активизирует коррозию сварных швов в растворах гидроксида натрия.

Ниобий вводят в нержавеющие стали для снижения склонности металла к межкристаллитной коррозии (МКК) в результате связывания углерода в самостоятельные карбиды типа NbC. Наряду с этим он способствует расширению ферритной области. Данный элемент снижает пластичность сварных швов, однако, подобно молибдену уменьшает вредное воздействие кремния на трещиностойкость хромоникелевых сталей. Анализ диаграммы Пурбе для системы Nb–H<sub>2</sub>O (рис. 2, д) показывает, что область коррозионной стойкости ниобия ограничена значениями потенциала  $\varphi = -(1,32...1,67)$  В. При сме-

щении в сторону положительных значений потенциала он пассивируется с образованием пленки высших оксидов NbO,  $\varphi = -(1,20...1,57)$  В, диоксида NbO<sub>2</sub> и пентаоксида Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, химически стойких в щелочных растворах [7]. Предотвращая склонность хромоникелевого металла к МКК, ниобий снижает стойкость против общей коррозии в агрессивных средах [26, 29].

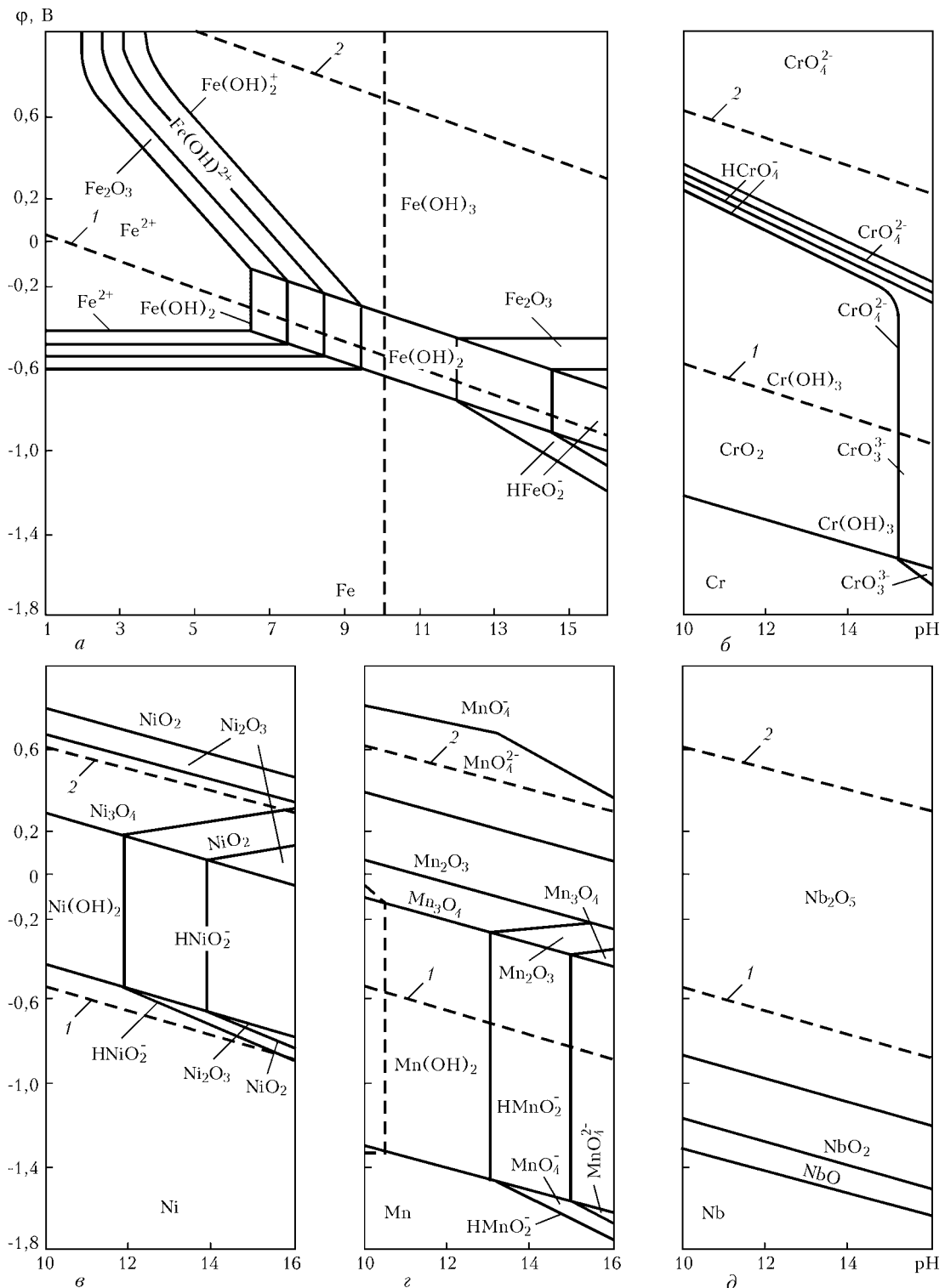
Как следует из статьи [30], ниобий самопассивируется в разбавленных растворах щелочей и при оптимальных присадках увеличивает коррозионную стойкость сварных швов сталей 08X18H10T и 08X22H6T в концентрированных растворах едкого натра. Введение элемента сверх количества, необходимого для связывания углерода, способствует выделению избыточных фаз. В результате этого пассивация сварных соединений стали X18H10 в агрессивных средах затрудняется, что приводит к избирательной коррозии по  $\delta$ -ферриту [31].

Титан стабилизирует углерод в сварных швах хромоникелевых сталей и характеризуется пассивирующей способностью в щелочных растворах [32, 33]. Так, из диаграммы Пурбе (рис. 2, е) следует, что в щелочных средах он химически стоек в области отрицательных потенциалов вплоть до  $-(1,89...2,25)$  В. Выше этой границы на поверхности металла образуется пассивная пленка TiO.

Молибден повышает коррозионную стойкость хромоникелевых сталей в восстановительных кислых средах [16, 22, 26, 34]. Этот элемент отличается стойкостью в хлорсодержащих средах благодаря образованию защитных пленок состава MoOCl<sub>2</sub> [35, 36], а также способствует предотвращению коррозионного растрескивания сталей в щелочных растворах [35, 37]. При введении молибдена в сварные швы данных материалов отмечена избирательная коррозия наплавленного металла по  $\delta$ -ферриту в азотной кислоте и неокислительных растворах [3, 27, 33, 38]. Установлено растворение нержавеющей сталей, легированных молибденом, в щелочных средах [3, 34, 39].

Согласно диаграмме Пурбе (рис. 2, ж), область коррозионной стойкости элемента в растворах рН 10–15 ограничена значениями  $\varphi = -(0,7...1,8)$  В, на поверхности металла образуется пленка MoO<sub>2</sub>. При более положительных потенциалах она растворяется с образованием ионов MoO<sub>4</sub><sup>2-</sup>. Электрохимические исследования высокохромистых сталей [7] показали, что молибден в 65 %-м NaOH при 110 °С растворяется по механизму перепассивации и существует в растворе в виде ионов MoO<sub>4</sub><sup>2-</sup>. Установившийся потенциал коррозии в данной среде равен  $-0,63$  В.

Добавки молибдена в стали ускоряют катодный процесс выделения водорода и переход металла в пассивное состояние. Доказано [34], что в слабых растворах КОН низшие оксиды нестабильны в области потенциалов, где возможно растворение молибдена. Оксиды  $\beta$ - и  $\beta'$ -фаз также имеют высокую скорость коррозии в щелочах, затрудняя пассивирование молибдена этими фазами. Следовательно, он в растворах КОН не пассивируется, что вызвано неустойчивостью низших оксидов



( $\text{MoO}_2$  и  $\text{Mo}_2\text{O}_5$ ) и интенсивным растворением высших оксидов молибдена в щелочной среде [34].

Вольфрам в водных растворах при pH 10-16 характеризуется коррозионной стойкостью в области  $\phi = -(0,8... 1,2)$  В [7]. Ниже этой границы он пассивен, выше — растворяется с выделением ионов  $\text{WO}_4^{2-}$  (рис. 2, з). Пассивное состояние элемента обусловлено образованием химически стойкой пленки  $\text{WO}_2$ . Тугоплавкие металлы (вольфрам, молибден, ниобий и др.) отличаются вы-

сокой коррозионной стойкостью в неорганических кислотах, превосходящей нержавеющие стали и хастелой [39]. По-видимому, и в щелочных растворах эти металлы способствуют улучшению коррозионных свойств сталей и сплавов.

Медь с термодинамических позиций характеризуется коррозионной стойкостью, поскольку стандартный электродный потенциал ее равен 0,153 или 0,52 В. В неокислительных кислотах, растворах ряда солей, многих органических и щелочных средах медь весьма устойчива [40]. Согласно

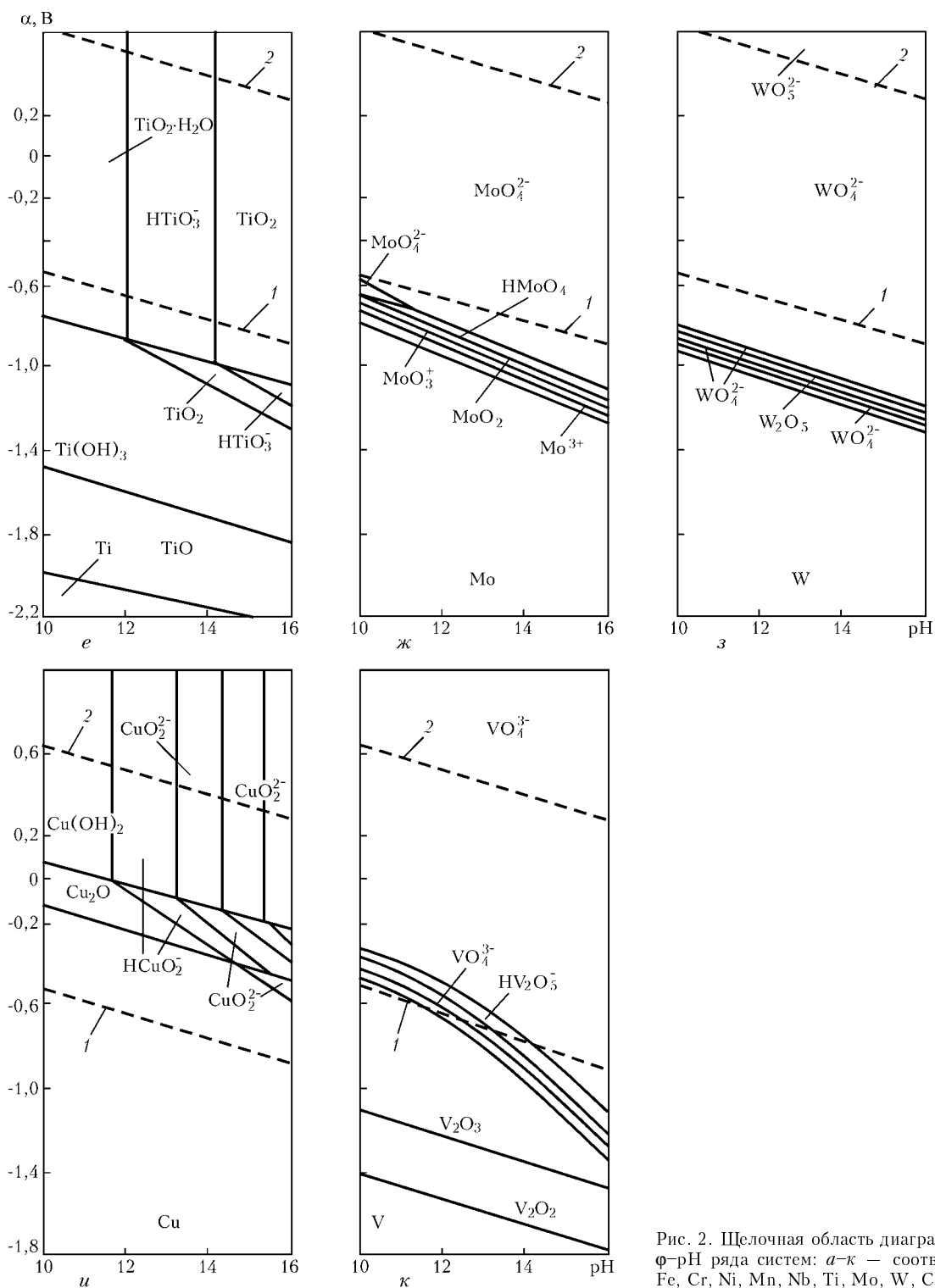


Рис. 2. Щелочная область диаграмм Пурбе φ-рН ряда систем: а-к — соответственно Fe, Cr, Ni, Mn, Nb, Ti, Mo, W, Cu, V-H<sub>2</sub>O

данным работы [7], в щелочных растворах при рН 10-15 и φ = -(0,12...0,42) В этот металл коррозионностойкий (рис. 2, u). Более положительным потенциалам соответствует пассивная область, поверхность металла покрывается оксидной пленкой Cu<sub>2</sub>O при φ = (0,156...0,038) В. Гидроксид Cu(OH)<sub>2</sub> образуется при рН 10-12 и φ = (0,16...0,04) В. При смещении водородного показателя в область рН 11,5-13,15 (0,17 ≥ φ ≤ 0,04) В, в растворе выделяются ионы HCuO<sub>2</sub><sup>-</sup>, а при рН ≥

≥ 13,15, φ = -(0,04...0,20) В — ионы CuO<sub>2</sub><sup>2-</sup>. Анализ процессов, протекающих в щелочных растворах, дает основание предполагать, что при легировании медью коррозионная стойкость хромоникелевых сталей повышается. В работах [41, 42] показано, что указанные стали в щелочных и хлорсодержащих средах превосходят по стойкости нержавеющие стали.

Ванадий улучшает коррозионную стойкость наплавленного металла системы Fe-Cr-Ni в кипящих щелочных растворах [43], а также спо-



способствует предотвращению МКК нержавеющей сталей. Как следует из работы [26], выделение карбидов хрома по границам зерен увеличивает электрохимическую гетерогенность поверхности металла в агрессивных средах, провоцируя МКК. С целью предупреждения МКК нержавеющей стали легируют стабилизирующими элементами (ниобием, титаном, ванадием и др.), которые, образуя самостоятельные карбиды, исключают обеднение границ зерен и прилегающих поверхностей сталей по хрому, марганцу и железу [12, 22]. Вероятность получения карбидов иллюстрирует ряд стандартных изобарно-изотермических потенциалов [44], кДж/моль: энергия Гиббса  $Nb_2C$  составляет  $-190,2$ ;  $TiC$  —  $-179,8$ ;  $V_2C$  —  $-145,5$ ;  $Cr_3C_2$  —  $-28,12$ . На основании этого можно утверждать, что ванадий весьма эффективен в предотвращении МКК Fe-Cr-Ni сталей.

При  $\phi = -(1,4...1,8)$  В ванадий является коррозионностойким в щелочных средах (рис. 2, к). Выше этой границы металл окисляется до диоксида  $V_2O_2$ , который при смещении потенциалов в направлении положительной области значений образует  $V_2O_3$  ( $\phi = -(1,15...1,42)$  В). При потенциалах меньше  $-1,187$  В в растворе выделяются  $V_2O_4$  и ионы  $HVO_4^{2-}$ . Процесс окисления металла завершается на границе  $\phi = -(0,47...1,37)$  В. В положительной области ( $0,25...1,0$  В) в щелочных средах обнаружены ионы  $VO_4^{3-}$ .

Путем регулирования химического состава металла по вредным примесям можно изменять характер коррозионных процессов. Сегрегации серы и фосфора по границам зерен и кристаллитов интенсифицируют коррозию нержавеющей сталей в окислительных средах [22, 45]. Установлено [46–48], что эти примеси ускоряют МКК, питтинговую и язвенную коррозию сталей типа 08X18H10 в кислых средах, а также коррозионное растрескивание в кипящих растворах гидроксида натрия. Сведения о роли примесей на коррозионные свойства хромоникелевых сталей в указанных средах в литературе практически отсутствуют.

Таким образом, на основании анализа влияния химического состава на коррозионную стойкость сварных соединений хромоникелевых сталей диаграмм состояния Пурбе можно утверждать, что химической стойкости металла в щелочных средах достигают путем рационального легирования сварных швов хромом, никелем, медью, ниобием, ванадием и ограничения содержания марганца, кремния, молибдена, седы и фосфора.

1. Хинэ Ф. Коррозия металлических материалов в концентрированных растворах каустической соды // Сода-то-энсо. — 1974. — 25, № 4. — С. 109–136.
2. Yonsson K. E. The use of stainless steel in the pulp and paper industry // 3th Intern. symp. pulp and paper industry corrosion probl. (Atlanta, May 5–8, 1980). — Atlanta, 1980.
3. Александров А. Г., Пиньковский И. В., Ценцтер Б. М. Ремонт трубопроводов установок непрерывной варки целлюлозы. — М.: Лес. пром-сть, 1978. — 40 с.
4. Лазебнов П. П., Ценцтер Б. М. Влияние легирования на коррозионную стойкость хромоникелевого наплавленного металла // Бум. пром-сть. — 1990. — № 3. — С. 23–25.

5. Backman A., Lyngvist B. Properties of a fully austenitic stainless weld metal for severe corrosion environments // Fab. and Rel. weld. process plan. Intern. conf. (London, 1976). — Abington, 1977. — P. 171–183.
6. Лазебнов П. П., Александров А. Г., Кибальвич А. А. Исследование коррозионной стойкости металла сварных швов в едком натре // Хим. и нефт. машиностроение. — 1983. — № 2. — С. 31–32.
7. Справочник химика / Под ред. Б. П. Никольского, О. Н. Григоровой, М. Е. Позина и др. — Л.: Химия, 1965. — С. 755–825.
8. Фокин М. Н., Журавлев В. К., Мосолов А. В. О некоторых особенностях электрохимического поведения нержавеющей сталей в растворах NaOH // Защита металлов. — 1978. — 14, № 6. — С. 690–693.
9. Маттссон Э. Электрохимическая коррозия / Пер. со швед. под ред. Я. М. Колотыркина. — М.: Металлургия, 1991. — 158 с.
10. Шлугер М. А., Ажогин Ф. Ф., Ефимов Е. А. Коррозия и защита металлов. — М.: Металлургия, 1988. — 216 с.
11. Fontana M. G. Perspectives on corrosion of materials // Corrosion. — 1971. — 27, № 4. — P. 129–145.
12. Томашов Н. Д., Чернова Г. П. Теория коррозии и коррозионностойкие конструкционные сплавы. — М.: Металлургия, 1986. — 359 с.
13. Файзуллин Ф. Ф., Левина В. К. Анодная пассивация хрома в щелочных растворах // Защита металлов. — 1966. — 2, № 6. — С. 623–627.
14. Mesamichi K., Takeo K. Stress corrosion cracking of ferritic and duplex stainless in 30 % NaOH // Boshoku gijutsu=Corros. Eng. — 1979. — 26, № 6. — P. 336–342.
15. Сакаки Т., Сакияма К. Коррозия сплавов Fe-Cr в горячем концентрированном растворе NaOH // J. of Jap. of Metals. — 1979. — 43, № 6. — С. 527–533.
16. Влияние содержания хрома и молибдена на коррозионную стойкость хромоникелевых сталей в щелочной среде / Л. С. Каневский Н. Н. Колесникова, А. В. Мосолов и др. // Противокоррозионная защита в хим. пром-сти. — 1985. — С. 33–39.
17. Влияние легирующих элементов на коррозионную стойкость хромоникелевых сталей в щелочной среде / Л. С. Каневский, Н. Н. Колесникова, Н. В. Широкова и др. // Защита металлов. — 1985. — 21, № 5. — С. 781–789.
18. Garat A., Gras I. M. Corrosion study of nickel for alkaline water electrolysis // Intern. 1. Hydrogen Energy. — 1983. — 8, № 9. — P. 681–688.
19. Сакаи Т. Коррозия сплавов Fe-Cr-Ni в концентрированном растворе едкого натра при высокой температуре // Нихон киндзоку гаккайси. — 1980. — 44, № 5. — С. 582–587.
20. Борщевский А. М., Сухотин А. М. Исследование пассивного состояния никеля в кислых и щелочных средах микрометрическим методом // Журн. приклад. химии. — 1992. — 65, № 9. — С. 1942–1946.
21. Александров А. Г. Коррозионная стойкость и стойкость против коррозионного растрескивания железо-никелевых сплавов в концентрированных растворах щелочей // Физико-хим. механика материалов. — 1970. — № 2. — С. 45–48.
22. Колотыркин Я. М. Металл и коррозия. — М.: Металлургия, 1985. — 88 с.
23. Колотыркин Я. М. Успехи и задачи развития теории коррозии // Защита металлов. — 1960. — 16, № 6. — С. 660–673.
24. Eugazier P., Chatainier G., Petit I. A. Corrosion generalisee et cavernuse d'aciers inoxydables austenitiques de substitution. Influence du silicium et de l'aluminium // Rev. met. — 1983. — 80, № 5. — S. 267–275.
25. Каховский Н. И., Фартушный В. Г., Савченко В. С. Влияние кремния на свариваемость, структуру и свойства соединений аустенитной стали // Автомат. сварка. — 1971. — № 4. — С. 9–13.
26. Каховский Н. И. Сварка высоколегированных сталей. — Киев: Техника, 1975. — 376 с.
27. Коррозионная стойкость и электрохимические свойства сварных соединений хромоникелевой стали в соляной кислоте / А. Г. Александров, П. П. Лазебнов, Н. А. Лангер, В. А. Горбань // Свароч. пр-во. — 1980. — № 11. — С. 27–29.
28. Электрохимические исследования влияния углерода, титана и марганца на коррозионную стойкость хромоникель-марганцевых сталей / В. М. Княжева, М. А. Веденеева, С. Е. Хамель, Я. М. Колотыркин // Защита металлов. — 1965. — 1, № 5. — С. 465–472.



29. *Jurgen K.* Die Auswirkung von Ferrit und Seigening auf das Korrosionsverhalten austenitischen Stahle // Schweiz. Maschinenmarkt. — 1980. — **80**, № 24. — S. 76–79.
30. *Влияние* ниобия на коррозионную стойкость сварных соединений нержавеющей сталей в растворах NaOH // Б. В. Кошкин, А. А. Сафонов, З. А. Сидлин, А. В. Мосолов // Защита металлов от коррозии в хим. пром-сти. — М.: НИИТЭХИМ, 1979. — С. 37–40.
31. *Лазебнов П. П.* Роль ферритной фазы в изменении свойств металла сварных соединений хромоникелевых сталей // Автомат. сварка. — 1990. — № 8. — С. 28–32.
32. *Файзулин Ф. Ф., Байталов Д. А.* Электрохимическое поведение титана в щелочных растворах // Защита металлов. — 1966. — **11**, № 4. — С. 439–443.
33. *Лазебнов П. П., Пулина Н. Н.* Общая коррозия в щелочной среде наплавленного металла типа 08X18H10 с различным легированием // Автомат. сварка. — 1995. — № 4. — С. 20–26.
34. *Поздеева А. А., Антоновская Э. И., Сухотин А. И.* Пассивность молибдена // Защита металлов. — 1965. — **1**, № 1. — С. 20–28.
35. *Pleva J.* Influence of molybdenum on stress corrosion cracking of austenitic stainless steel // Anti Corros. Meth. and Mater. — 1983. — **30**, № 8. — P. 4–7, 9.
36. *Wilson J. L., Pement F. W., Aspden R. G.* Effect of alloy structure, hydroxide concentration, and temperature on the caustic stress corrosion cracking of austenitic stainless steels // Corrosion. — 1974. — **30**, № 4. — P. 139–149.
37. *Vaumel A. B.* Einfluss des Deltafemts auf das Korrosionsverhalten von Schweissungen aus austenitischen Zusatzwerkstoffen // Schweissen und Schneiden. — 1967. — **19**, № 6. — S. 264–269.
38. *Особенности* коррозионного поведения хромоникельмолибденовых сталей в азотной кислоте / А. В. Плаксеев, В. М. Княжева, Г. А. Дергач, И. А. Дембровский // Защита металлов. — 1978. — **14**, № 4. — С. 393–399.
39. *Гуляев А. П.* Коррозионностойкие сплавы тугоплавких металлов. — М.: Наука, 1982. — 119 с.
40. *Смирягин А. П.* Промышленные цветные металлы и сплавы. — М.: Металлургиздат, 1966. — 559 с.
41. *Ooka T., Yukawa K., Ogawa H.* Corrosion problems and the selection of stainless in corrosive environments in the PFP process // 3-th Intern. symp. pulp and paper industry. Corrosion probl. (Atlanta, May 5–8, 1980). — Atlanta, 1980. — P. 17–19.
42. *Масю М.* Аустенитная нержавеющая сталь R 304 Cu, R 304L Cu, стойкая к коррозии под напряжением // Токусюко. — 1982. — **31**, № 10. — С. 6–8.
43. *Лазебнов П. П., Савонов Ю. Н., Александров А. Г.* Влияние нитрида титана, церия и ванадия на коррозионную стойкость хромоникелевого наплавленного металла // Автомат. сварка. — 1981. — № 8. — С. 69–70.
44. *Куликов И. С.* Термодинамика карбидов и нитридов. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 320 с.
45. *Княжева В. М., Чигал В., Колотыркин Я. М.* Роль избыточных фаз в коррозионной стойкости нержавеющей сталей // Защита металлов. — 1975. — **11**, № 5. — С. 531–552.
46. *Pyun Su-Il, Kirn Jeong-Tae, Lee Seong-Min.* Effects of phosphorus segregated at grain boundaries on stress corrosion crack initiation and propagation of rotor steel in boiling 40 % NaOH solution // Mater. Sci. and Eng. A. — 1991. — **148**, № 1. — P. 93–99.
47. *Edstrom J., Carlen C., Kamping S.* Anforderungen an Stahle für die chemische Industrie // Werkstoffe und Korrosion. — 1970. — № 21. — S. 812–821.
48. *Стеклов О. И.* Повышение коррозионной стойкости изделий методами наплавки и напыления // Повышение качества и эффективности сварочного производства на предприятиях города Москвы. — М.: МДНТИ, 1984. — С. 86–91.

Data are given on corrosion resistance of chromium-nickel deposited metal in alkali environments. Short information is given on the influence of alloying elements on the electrochemical corrosion processes running in the metal of chromium-nickel welds.

Поступила в редакцию 05.05.2004

## ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ДУГОВАЯ НАПЛАВКА ИЗНОШЕННЫХ ТРАМВАЙНЫХ РЕЛЬСОВ

*Разработана технология и порошковые проволоки аустенитного (ПП-АН202) и ферритного (ПП-АН203) классов для восстановительной наплавки трамвайных рельсов из сталей М-75 и М-76, содержащих до 0,82 % углерода, без предварительного подогрева и демонтажа из колеи.*

*Наплавку ведут горизонтальными валиками. Количество валиков (от 5 до 15) зависит от износа. Первые валики наплавляют самозащитной порошковой проволокой ферритного класса ПП-АН203, последующие — порошковой проволокой ПП-АН202 под флюсом АН-26П. При этом обеспечивается хорошее формирование валиков, отличная отделимость шлаковой корки, отсутствие трещин и пор.*

*Наплавленный металл во всех слоях (кроме первого) имеет вязкую аустенитную структуру с твердостью HRC 22...25. Наклеп повышает его твердость до HRC 50...52, в результате значительно увеличивается износостойкость наплавленных рельсов.*

*Для реализации этой технологии в НИЦ «Дуга-2» ИЭС им. Е. О. Патона спроектирован и изготовлен наплавочный аппарат УД-654. Он выполнен в виде самоходной тележки, передвигающейся по наплавляемым рельсам с рабочей и маршевой скоростью. На тележке размещены исполнительные механизмы, пульт управления, запас проволоки и флюса. Питание сварочной цепи осуществляется от дизель-генератора. Чтобы не мешать трамвайному движению, наплавку следует вести в ночное время при сухой погоде и температуре не ниже +10 °С. Затраты на восстановительную наплавку примерно в 3 раза ниже затрат на замену изношенных рельсов новыми.*

*Назначение и области применения. Наплавка изношенных трамвайных рельсов без демонтажа из колеи.*

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



## ПРИМЕНЕНИЕ ВОДОРОДА И ЕГО СМЕСЕЙ В ЭКОЛОГИЧЕСКИ ЧИСТЫХ ПРОЦЕССАХ СОЕДИНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ

**А. С. ПИСЬМЕННЫЙ**, д-р техн. наук, **В. М. КИСЛИЦЫН**, канд. техн. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены перспективы совершенствования методов соединения металлов, направленные на снижение выделения вредных веществ, загрязняющих окружающую среду. Одним из вариантов совершенствования известных способов сварки и пайки является использование водорода в качестве защитно-восстановительной среды при высококонцентрированных и импульсных способах нагрева. Проведена оценка условий безопасного использования водорода и его смесей с кислородом в технологических процессах сварки и пайки.

*Ключевые слова:* сварка, пайка, сваркопайка, технология, совершенствование, экология, газовая защита, водород

В свете Киотских соглашений, которые принимают большинство промышленно развитых стран мира, особую актуальность приобретает разработка вариантов «экологически чистых» способов соединения металлов, позволяющих существенно (на один-два порядка) снизить количество вредных веществ, выделяющихся при плавлении и испарении припоев и флюсов.

В настоящее время следует уделить достаточное внимание пересмотру существующих технологических процессов с точки зрения их вредного воздействия на окружающую среду, а также сертификации технологических процессов, используемых каждым промышленным предприятием. В процессах пайки при плавлении припоев происходит выделение паров металлов и других не менее вредных соединений, превышающих их предельно допустимую концентрацию вблизи места проведения работ в десятки и более раз. Для удаления оксидных пленок на паяемых металлах применяют флюсы, которые дополнительно выделяют не менее вредные в биологическом отношении летучие соединения хлора, фтора, бора, фосфора и других элементов.

Представляется очевидным, что применительно к процессам пайки экологические проблемы могут решаться с использованием идей, реализованных при дуговой сварке металлов (создание повышенного давления защитной среды вокруг зоны нагрева — процесса МИГ, МАГ; сварка под слоем флюса) или резке, например, плазменной под небольшим слоем воды [1, 2]. Минимальным выделением паров металлов отличаются также способы сварки с импульсным нагревом, характеризующиеся временем нагрева до 1 с [3, 4]. Сокращение времени сварки способствует повышению КПД преобразования энергии, требуемой для нагрева соединяемых деталей, минимизации объема ЗТВ, повышению прочностных свойств сварного соединения. С этой точки зрения пер-

спективно совершенствование способов газопламенной сварки (при которой металл подвергается более низкой температуре обработки, чем при нагреве дуговым или плазменным разрядом), сварки трением, некоторых видов конденсаторной, магнитно-импульсной сварки [5–7].

В процессе пайки металлов мы располагаем следующими возможностями снижения выделения вредных веществ:

сокращение объема испаряемых металлов, входящих в состав припоя (например, путем минимизации расхода припоя и времени пребывания припоя в расплавленном состоянии при более точной подгонке соединяемых деталей и использовании импульсного нагрева);

исключение флюсов из процессов пайки (например, путем проведения нагрева паяемых деталей в вакууме, в нейтральной или восстановительной газовой среде);

проведение процесса пайки в специальных средах, содержащих дезактиваторы или адсорбенты вредных веществ.

Пайка с импульсным нагревом включает следующие способы бесконтактного нагрева зоны соединения: газовым пламенем; свободной или сжатой электрической дугой (плазмой); токами высокой частоты, индуцированными в соединяемых деталях; лазерным или электронным лучом. Плотность энергии в случае электроконтактных способов нагрева, при которых электрический ток пропускают через одну или все соединяемые детали при их контакте с электродом [8–10], может варьироваться в довольно широких пределах  $10^3 \dots 10^7$  Дж/см<sup>2</sup>, т. е. соответствовать эффективности методов как дугового, так и плазменного нагрева. Изготовление электродов из материалов с различным электрическим сопротивлением (от  $1,7 \cdot 10^{-8}$  до  $0,8 \cdot 10^{-5}$  Ом·см) намного расширяет технологические возможности электроконтактного способа нагрева как при пайке, так и при сваркопайке деталей.

Исходя из того, что скорость нагрева при электроконтактном нагреве может достигать нескольких сотен тысяч градусов в секунду, возникает вопрос о применимости данного метода нагрева к импуль-



сним процессам пайки. Некоторые исследователи [11] полагают, что в отличие от принятого механизма одностадийности процесс пайки состоит из нескольких этапов, а именно: плавления припоя, смачивания припоем паяемых поверхностей, образования химических связей, растворения или диффузии паяемых металлов в расплавленном припое. Для протекания каждого из этих этапов требуется какое-то минимальное время, превышающее в сумме несколько секунд.

В технической литературе не уделено достаточного внимания вопросу уточнения предельно минимального времени, необходимого для образования паяного шва (без учета времени, необходимого для расплавления припоя и нагрева прилегающей к зоне пайки области паяемых деталей до температуры пайки). Однако наши экспериментальные данные показывают, что процессы пайки могут протекать за время, исчисляемое долей миллисекунды [9].

Рассмотрим возможные варианты бесфлюсовой пайки в вакууме, нейтральной или восстановительной газовой среде. Процесс пайки в вакууме применяют редко и чаще всего в особых случаях из-за высокой стоимости оборудования, ограничении процесса по производительности и выбору припоя (исключается использование металлов с низкой упругостью паров).

Газовая среда нейтрального характера может предотвратить образование на соединяемых поверхностях оксидных пленок в процессе нагрева, однако она может быть использована только в случае проведения предварительного перед процессом пайки удаления оксидов в данной среде, что, естественно, резко ограничивает область применения данного варианта.

С технологической и экологической точек зрения в качестве восстановительной газовой среды для высокотемпературной пайки металлов наиболее подходящим является водород и его соединения, а также смеси водорода с другими газами. Поскольку с повышением температуры возрастает активность процессов удаления оксидных пленок и активность любых газов, водород по сравнению с другими газами позволяет достичь самого высокого качества пайки.

Использование водорода в процессах низкотемпературной пайки, реализуемых в конвейерных печах, не столь эффективно, как при высокотемпературной. Обычно водород, поставляемый в баллонах, оказывается недостаточно активным для восстановления оксидов, у которых температура термической диссоциации намного превышает температуру плавления легкоплавкого припоя. Однако результаты наших технологических исследований свидетельствуют об эффективном использовании водорода и при низкотемпературной пайке. Например, в случае пайки выводов к напыленным медным покрытиям на керамике из-за высокой степени окисления пористого слоя металла требуемое качество пайки не достигалось даже при использовании высокоактивных кислотных флюсов из-за отсутствия смачиваемости, не говоря уже о спиртоканифольных, рекомендуемых при изгото-

влении радиотехнических изделий. Но при импульсном газопламенном нагреве зоны соединения факелом водородно-кислородного пламени удается не только достичь высокого качества пайки, сократить время процесса, но и полностью отказаться от использования флюса, что, в свою очередь, исключает последующую дорогостоящую операцию отмывки изделий от его остатков (рис. 1).

Известно, что использование водорода ограничено высокими технологическими (на приобретение, транспортировку и хранение поставляемого в баллонах водорода) и капитальными затратами, включающими стоимость оборудования, переоборудование производственной площади, вызванное необходимостью проведения мероприятий по обеспечению взрывобезопасности.

Рассмотрим перспективные варианты бесфлюсовой пайки в водороде, которые в некоторой степени свободны от перечисленных ниже недостатков, например, взрывоопасности его смесей с воздухом или кислородом, высокой стоимости поставляемого в баллонах водорода и его пониженной активности при нагреве до температуры плавления легкоплавких припоев.

Относительно взрывоопасности смесей водорода с воздухом или кислородом (при наличии водорода в смеси от 4,0 до 74,2 %) следует отметить, что водород уже несколько десятилетий применяют на предприятиях электронной промышленности на операции пайки узлов полупроводниковых приборов, где использование флюсов исключается из-за высоких требований к соблюдению вакуумной гигиены. Пайку проводят в специальных конвейерных печах со шлюзовыми устройствами для загрузки и выгрузки паяемых узлов. При этом водород заполняет внутреннюю полость печи и свободно вытекает через отверстие в ее верхней части, где его поджигают на этапе включения печи в режим нормальной работы и он сгорает в смеси с воздухом

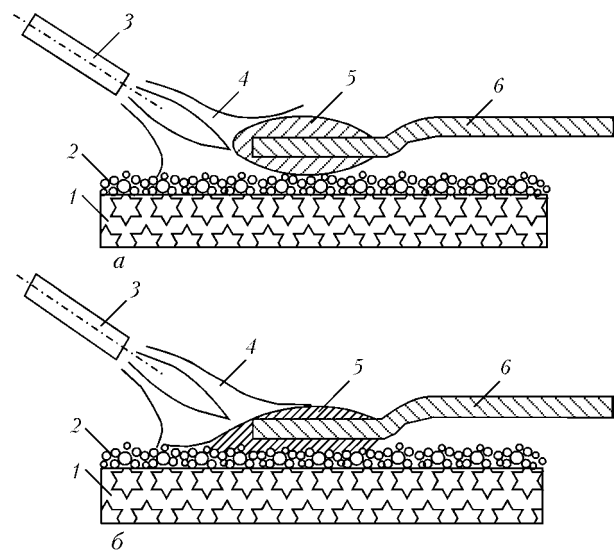


Рис. 1. Схема бесфлюсовой пайки с импульсным газопламенным нагревом в начале (а) и после нагрева до температуры плавления припоя (б): 1 — керамическая подложка; 2 — напыленный слой; 3 — сопло газовой горелки; 4 — восстановительная зона факела пламени; 5 — припой; 6 — припаяемый вывод изделия

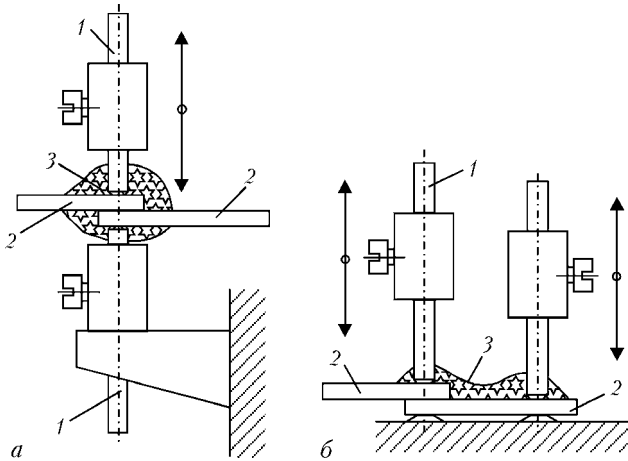


Рис. 2. Схема газовой защиты при контактной сварке с двух- (а) и односторонним (б) расположением электродов: 1 — электроды; 2 — свариваемые детали; 3 — газоносная прослойка

в виде бесцветного факела. Свечение раскаленной металлической пластинки, помещенной в водородное пламя, индицирует факт полного сгорания вытекающего из печи водорода, т. е. служит индикатором отсутствия накопления его в объеме производственного помещения. При случайном гашении пламени или утечке водорода датчик измерения температуры индикаторной пластины, а также датчики-сигнализаторы наличия водорода в производственной зоне выдают сигнал на отключение подачи водорода в объем конвейерной печи, включение сигнализации и аварийной вентиляции. Тем не менее в результате ошибочных действий оператора конвейерной печи или случайного отказа устройств автоматики взрывы водорода иногда имели место, что, как правило, сопровождалось разрушением печей. Однако из фактов зафиксированных разрушений водородных печей не следует окончательный вывод о неизбежности возникновения взрыва при использовании водорода в технологических процессах сварки или пайки. Существуют как вполне определенные условия для инициирования взрыва водорода в смеси его с кислородом или стабильного горения, так и определенные условия, полностью исключающие это явление.

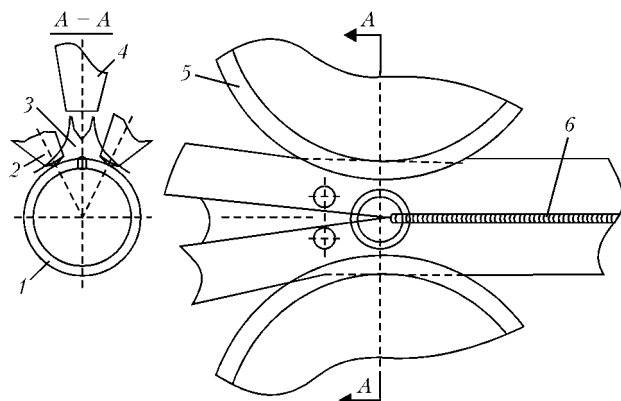


Рис. 3. Схема шовной сварки труб с местной защитой зоны нагрева водородным пламенем: 1 — свариваемая заготовка; 2 — токоподводы; 3 — восстановительная зона пламени; 4 — сопло подачи водорода; 5 — формирующие валки; 6 — сварной шов

В отличие от взрыва любых других газов углеродородной основы в смеси с кислородом, при которых происходит мгновенное увеличение объема продуктов реакции в сотни раз, взрыв водородно-кислородной смеси происходит с мгновенным сокращением (более чем в тысячу раз!) объема продуктов реакции (воды), т. е. разрушение происходит без разлета осколков от зоны взрыва. Такого рода механизм аналогичен взрыву вакуумной бомбы.

Исключить применение флюсов в процессах пайки или избежать появления окалины в зоне нагрева в процессах точечной сварки в некоторых случаях можно, используя газоносную прослойку, которую целесообразно располагать в зоне нагрева деталей и пропитывать перед процессом нагрева водородом, смесью с другими газами, или его соединениями (рис. 2). Один из вариантов использования водорода в процессах сварки или сваркопайки трубных изделий приведен на рис. 3. Дожигание водорода на периферии зоны нагрева, где он сгорает в смеси с воздухом, обеспечивает защиту нагретого металла от окисления и исключает накопление водорода в объеме производственного помещения.

Процесс стабильного горения водорода в воздухе реализуется при поджигании его струи или его смеси с кислородом, вытекающей со скоростью  $v_{и}$ , ненамного превышающей скорость его горения  $v_{г}$  в конкретных условиях. При этом граница области горения водородного пламени располагается в зоне равенства скорости его истечения и скорости горения. В случае снижения скорости истечения водорода фронт горения пламени перемещается со скоростью  $v = v_{г} - v_{и}$  в сторону источника водорода или его смеси с другими газами, а в случае превышения скорости истечения над скоростью горения происходит срыв пламени, что может вызвать увеличение процентного содержания водорода в атмосфере производственного помещения.

Помимо указанного выше условия, исключение вероятности образования взрывоопасной смеси в объеме производственного помещения достигается также наличием системы вытяжной вентиляции, производительность которой можно рассчитать с достаточно надежным результатом, исходя из требуемого расхода водорода для обеспечения локальной защиты зоны нагрева в конкретном технологическом процессе, и из отношения времени процесса пайки к времени цикла.

Таким образом, применение водорода для способов пайки с импульсным нагревом с точки зрения возможности его взрыва в смеси с воздухом можно считать абсолютно безопасным при соблюдении условий, исключающих возможность аварии в результате ошибок оператора или возможных отказов устройств автоматики.

Одним из факторов, ограничивающих широкое использование водорода, поставляемого в баллонах, является его высокая стоимость. Однако существует возможность получения этого газа методом электролиза воды непосредственно на месте потребления в передвижных малогабаритных генераторах водорода. Для решения большинства

технологических задач могут быть успешно использованы генераторы водорода производительностью до двух кубометров в час, которые сегодня выпускают в странах Европы [12]. При необходимости их серийное производство может быть налажено и в Украине по проектам, разработанным в ИЭС им. Е. О. Патона.

Помимо экономической выгоды получения водорода на месте потребления, к преимуществам можно отнести также отсутствие необходимости хранения его под повышенным давлением, что устраняет возможность его утечки и образования взрывоопасных смесей с воздухом.

К настоящему времени появилось достаточное количество экспериментальных данных, доказывающих вероятность снижения химической активности водорода с течением времени относительно его активности в момент получения. Известно, что в процессах электролиза водных растворов водород выделяется на катоде в ионизированном и атомарном состоянии, характеризуемом максимумом химической активности. Однако процессы рекомбинации ионов в атомы с последующим образованием молекулярного водорода и объединением молекул в ассоциаты сопровождаются существенным снижением степени активности водорода. Именно этим обстоятельством можно объяснить существенный разброс справочных данных по максимальной температуре горения водорода в кислороде (от 2100 [13] до 3400 °С [14, 15]). Более высокие значения температуры относятся именно к водородно-кислородной смеси, полученной в процессе электролиза и использованной в течение минимального интервала времени от момента выделения его из воды (например, не более 0,2 с).

Более тщательный анализ преимуществ различных методов соединений металлов позволяет выделить наиболее оптимальные с точки зрения энергосбережения и минимального воздействия на окружающую среду. Среди них представляют интерес методы получения соединений, которые применялись при сварке ответственных узлов еще до создания специализированного оборудования и технологии дуговых способов сварки. К ним, в первую очередь, относится атомно-водородная и газопрессовая сварка с газопламенным нагревом.

К перспективным вариантам соединения металлов относится сварка дуговым разрядом в углеводородной среде, а также контактная пайка и сварка сопротивлением с защитой зоны нагрева водородом или его соединениями. Учитывая цепной характер реакции горения, для бесфлюсовых процессов пайки целесообразно применение атомарного или ионизированного водорода, способ получения которого непосредственно на месте его потребления не столь обременительны как в техническом, так и энергетическом отношении.

Prospects of improving the metal joining methods with a purpose to decrease evolution of harmful materials polluting the environment are considered. One of the variants of improving the known welding and brazing methods is the use of hydrogen as a shielding-reducing atmosphere for highly concentrated and pulse heating methods. Conditions for safe application of hydrogen and its mixtures with oxygen in welding and brazing processes have been evaluated.

## Выводы

1. Высококонцентрированные и импульсные способы нагрева наиболее целесообразны как с экономической, так и с экологической точки зрения для решения большинства практических задач при пайке и сварке.

2. Совершенствование известных способов сварки и пайки перспективно в направлении использования газовых смесей на основе водорода или его соединений в качестве восстановительной среды.

3. В процессах сварки и пайки под флюсом перспективно использование специальных добавок для генерации защитной среды и адсорбентов наиболее вредных выделяющихся газов. Для исключения выделения вредных веществ целесообразно предварительное фиксирование присадочных материалов в зоне соединения флюсовым материалом с последующим удалением твердых продуктов (плавленого флюса) вместе со всем объемом адсорбированных газов, выделившихся при плавлении металлов.

1. Патон Б. Е., Макара А. М. Экспериментальное исследование процесса автоматической сварки под слоем флюса. — Киев: Изд-во АН УССР, 1944. — 92 с.
2. Bach Fr.-W., Versemann R. Application of flame cutting under water // *Welding in the World*. — 2001. — 45, № 1, 2. — P. 27–31.
3. Мораевский В. Э. Сварка аккумулированной энергией. — Киев: Гостехиздат УССР, 1963. — 298 с.
4. Мумриков П. В., Тарасов С. И. Многоточечная дуговая сварочная машина // *Технология автомобилестроения*. — 1956. — № 5. — С. 70–72.
5. «Skew-stir»<sup>TM</sup> variation on a theme // W. Thomas, P. Fiedling, P. Threadgill, D. Staines // *TWI Connect*. — 2001. — № 3. — P. 37.
6. Froehlich F. F. Ueber das Perkussionsweissen und seine Anwendungen // *Schweisstechnik*. — 1970. — 20, № 9. — S. 399–403.
7. Дудин Д. А. Магнитно-импульсная сварка металлов. — М.: Металлургия, 1979. — 128 с.
8. О комбинированных способах точечной сварки микроизделий / А. А. Россошинский, В. А. Лебига, В. М. Кислицын и др. // *Свароч. пр-во*. — 1968. — № 9. — С. 38.
9. Кислицын В. М. Технология пайки электросопротивлением кремниевых диодов: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1987. — 16 с.
10. Россошинский А. А., Павлюк С. П., Кислицын В. М. Использование кремния в качестве нагревательных элементов микропаяльников // *Автомат. сварка*. — 1999. — № 2. — С. 41–44.
11. Петрушин И. Е. Физико-химические процессы при пайке. — М.: Высш. шк., 1972. — 216 с.
12. Лашко Н. Ф., Лашко С. В. Контактно-реактивная пайка // *Свароч. пр-во*. — 1969. — № 11. — С. 34.
13. *Справочник машиностроителя* / Под ред. Э. А. Матель: В 3-х т. — М.: Машгиз, 1952. — Т. 2. — 537 с.
14. Sauerstoff-Wasserstoff-Mikroschweisgerät // *Elektrische Anzeiger*. — 1970. — 23, № 9. — S. 204.
15. Lurie H. H., Scherman G. W. Flame temperatures of combustible gas-oxygen mixtures // *Industry and Eng. Chem*. — 1933. — 25, № 1. — P. 404–409.

Поступила в редакцию 24.11.2004



## МЕХАНИЗИРОВАННАЯ РЕЗКА МЕТАЛЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ ПОЛУАВТОМАТА ПШ107Р

**В. А. ЛЕБЕДЕВ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены некоторые особенности практического использования процесса дуговой механизированной резки металлов с применением специального полуавтомата типа ПШ107Р из гаммы полуавтоматов блочно-модульной конструкции. Предложен ряд технических и технологических приемов, позволяющих существенно увеличить скорость резки и импульсной подачи электродной проволоки.

*Ключевые слова: резка, полуавтомат, порошковая проволока, шланговый держатель, техника резки, сравнительные характеристики*

В настоящее время дуговая механизированная резка металлов широко применяется в различных производственных сферах, где необходимо осуществить демонтаж объектов или их разукрупнение, предварительные заготовительные операции или технологические операции по резке. При этом, как правило, нет специальных требований по чистоте поверхности металла на участке реза и нет необходимости в подготовке разрезанных фрагментов к дальнейшим технологическим операциям. В этих случаях применение механизированного оборудования целесообразно благодаря простоте и универсальности процесса дуговой резки.

В работах [1–3] рассмотрены вопросы выбора или разработки полуавтоматов для резки металлов с использованием порошковых электродных проволок; даны некоторые теоретические предпосылки к расчету узлов сварочного оборудования, находящихся в особых условиях при резке, а также технические решения, использованные при их создании. В частности, это относится к токоподводящему наконечнику, роликовому механизму подачи, системам управления и регулирования. С учетом особых условий при резке (изменение в широких пределах вылетов электродной проволоки требует регулирования параметров ее подачи, защиты элементов оборудования и самого сварщика от термического воздействия дуги и расплавленного разрезаемого металла и др.) разработан полуавтомат для резки металлов порошковыми электродными проволоками ПШ107Р. Основой для его создания послужила базовая модель полуавтоматов блочно-модульной конструкции типа ПШ107В [4]. Полуавтомат этой конструкции имеет отличительные особенности, а именно: усиленную в плане токоподводящего наконечника и защитного приспособления на рукоятке конструкцию шлангового держателя; используется структура обратных связей, позволяющих поддерживать режим резки при значительных (40...90 мм) колебаниях вылета порошковой проволоки диаметром 3 мм.

Полуавтомат разработан в двух вариантах: для резки с плавной подачей проволоки (ПШ107Р)

и для резки с импульсной подачей (ПШ107Ри). В лабораторных условиях испытаны оба варианта конструкции полуавтомата, однако в настоящее время в промышленности используется пока только вариант с плавной подачей более ранней конструкции (рис. 1). В указанный полуавтомат входит шланговый держатель для резки металла малых (10...20 мм) и больших (20...60 мм) толщин. На рис. 2 представлены результаты резки образца стали толщиной 30 мм, осуществляемой под разными углами наклона к нижнему положению. Здесь видны возможности маневрирования направлением реза и относительно небольшое натекание расплавленного в процессе резки металла.

При освоении технологии и оборудования для разрезания металла различных толщин в разных пространственных положениях выявлены некоторые особенности, от которых зависит производительность процесса и расход электродного материала; основные из них: необходимость удаления с места реза расплавленного в дуговом процессе



Рис. 1. Полуавтомат ПШ107Р с обычным (1) и усиленным (2) шланговыми держателями



Рис. 2. Типичные резы при резке под различным углом стального листа толщиной 30 мм полуавтоматом ПШ107Р

Параметр	Резка специальными электродами типа АНР диаметром 4 мм	Механизированная резка специальными порошковыми проволоками полуавтоматом ПШ107Р	Воздушно-плазменная резка аппаратами типа АВПР
Скорость резки плоского листа равного сечения, м/ч	3,0...3,5	4,0...5,0	8,0...10,0
Производительность резки с учетом смены электродов, токоподводов, начального разогрева металла, изменения сечения и положения реза, м/ч	1,5...2,0	3,0...4,0	Не определена ввиду сложности резки по переменному сечению и положению места реза в пространстве
Расход материала при резке плоского листа равного сечения, кг/м	2,0...3,0	1,0...1,2	3...4 вставки в смену
Стоимость килограмма расходных материалов, грн.	1,6...1,7	3,5	—
Преимущества	Простое оборудование и материалы, возможность выполнения резки переменных сечений в разных условиях, безопасность процесса	Простое оборудование и материалы, возможность выполнения резки переменных сечений в разных условиях, безопасность процесса. Высокая производительность	Высокая производительность, чистота кромок
Недостатки	Относительно низкая производительность, недостаточная чистота кромок	Недостаточная чистота кромок	Сложные коммуникации, невозможность применения при определенных условиях
Основные области применения	Утилизация и предварительные заготовительные операции	Утилизация и заготовительные операции, не требующие точности и чистоты кромок	Точная резка заготовок с относительно чистыми кромками

разрезаемого металла и интенсивное начало резки металлов больших (более 25...30 мм) толщин в условиях, когда металл еще не прогрет. Эти недостатки устраняются с помощью порошковых режущих проволок типа ППР-ЭК4, обеспечивающих истечение газов, которые образуются в процессе нагрева газообразующих составляющих шихты, содержащихся в указанной проволоке, с помощью специальных манипуляций горелки в зоне реза, осуществляемых без риска нарушения стабильности горения дуги. Как правило, резку выполняют, располагая горелку углом назад, при этом периодически угол изменяют, благодаря чему расплавленный металл не застывает в зоне реза. Если образование перемычек жидкого металла происходит на уже разрезанных участках, то технику резания изменяют — несколько увеличивают ширину реза за счет колебательных движений горелки, располагая ее поперек реза с наклоном. При резке металла больших (80 мм и более) толщин применяется сжатый воздух, который подается от сети или отдельного компрессора в зону реза.

При использовании полуавтомата ПШ107Р с импульсной подачей порошковой электродной проволоки имеет место существенное увеличение скорости резки и повышение чистоты кромок с меньшим натеканием металла. Это можно объяснить тем, что в данном случае сказывается увеличение давления дуги (газодинамический удар) при импульсных движениях упомянутой проволоки. При сравнительных испытаниях полуавтоматов марок ПШ107Ри и ПШ107Р установлено, что скорость резки первого в 1,2...1,3 раза выше, чем второго.

Опыт применения полуавтоматов при решении различных задач (разукрупнение металлолома, заготовительная резка на монтаже и в строительстве,

резка при производстве аварийных работ) позволил определить реальные технические возможности механизированной дуговой резки полуавтоматом типа ПШ107Р. В таблице приведена сравнительная характеристика различных распространенных способов дуговой резки металлов, полученная на основе экспериментальных данных, а также данных паспортов на оборудование и материалов публикации [5]. Табличные данные приведены применительно к резке образца из стали Ст3 толщиной 20 мм в нижнем положении. Для оценки технических возможностей полуавтоматов типа ПШ107Р при резке металлов других толщин в сравнение с иными способами резки можно воспользоваться данными работы [3].

Останемся на задаче повышения скорости резки в начальный период при большой толщине разрезаемого металла. В этом случае можно применить несколько способов: изменить в сторону увеличения параметры режима резки или форму начального участка зоны реза.

Нами проанализированы оба способа. При использовании первого требуется некоторое изменение схемы полуавтомата. Полуавтомат должен быть двухрежимным с управляемым моментом переключения режимов, что достаточно сложно выполнить технически и не всегда удобно оператору. Второй способ более практичен. Он заключается в некотором утонении (шлифовании на угол) начального участка зоны реза, что обеспечивается с помощью обычной ручной шлифовальной машинки. Как показала практика, при разрезании металла толщиной более 40 мм этот прием эффективен как в плане техническом, так и технологическом, а при большом объеме металла и в экономическом.



Рис. 3. Полуавтомат для резки металла большой толщины с усиленным держателем

Следует заметить, что при резании металла толщиной 50 и 60 мм и более на токах свыше 500 А требуются более мощные шланговые держатели. Такого типа держатель в комплекте с полуавтоматом, выполненный в виде тележки с фиксируемыми колесами, которая легко перемещается вдоль разрезаемого материала, показан на рис. 3.

Достаточно большой опыт применения дуговой механизированной резки сталей в разных условиях и на различных режимах позволяет обобщить показатели скорости резки  $v_p$  стальных плоских листов в виде зависимости  $v_p = f(\delta, I_d)$ , где  $\delta$  — толщина разрезаемой стали;  $I_d$  — ток дуги. Эта зависимость представлена на рис. 4. Из рисунка следует, что с увеличением тока дуги существенно снижается относительная скорость резки, что, по-видимому, можно объяснить трудностями, возникающими в связи с необходимостью удаления жидкого металла из зоны реза.

Полуавтоматы типа ПШ107Р к настоящему времени успешно применялись при:

резке колес устаревшей бронетанковой техники с переменным сечением и 3...5-кратным изменением толщины разрезаемого материала, что требует особой настройки цепей обратных связей в системе регулирования полуавтомата;

резке корпуса судна непосредственно на берегу, где металл местами уже подвергся значительной коррозии и имелось постоянное воздействие морской воды в виде брызг и влаги. В этом случае полуавтомат устанавливали в контейнер, а в качестве источника сварочного тока использовали автономный сварочный агрегат (генератор с приводным двигателем внутреннего сгорания);

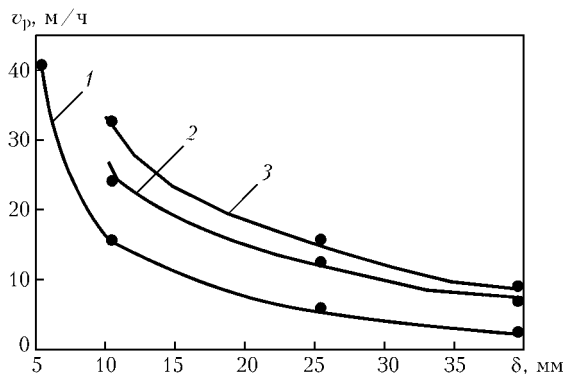


Рис. 4. Зависимость скорости резки стального листа, выполненной с применением специальной порошковой проволоки диаметром 3 мм, от его толщины при разных токах: 250 А (1); 350 А (2); 450 А (3)

резке резервуаров, в которых ранее хранилось топливо. Во избежание взрывоопасной ситуации емкости наполняли водой и в таком состоянии осуществляли резку, снижая скорость резки в местах, близких к воде. Такой подход использован, например, при разделке крыльев самолетов, ремонте цистерн и др.;

вырезке технологических отверстий при ремонте и монтаже стальных корпусов анодных блоков алюминиевых электролизеров и катодных блоков магниевых электролизеров;

резке элементов шинопроводов, выполненных в виде многослойной конструкции из разных металлов (чугуна, стали, алюминия). Аналогичные задачи по резке конструкций из различных металлов решались при утилизации судовых двигателей.

В ряде случаев нами выполнялась резка металлов с применением других типов полуавтоматов (А765, А1197 и пр.). Исходя из опыта, можно заключить, что резка является наиболее эффективной, если используются в комплексе специальный полуавтомат и специальная электродная проволока.

1. Даченко М. Е., Нефёдов Ю. Н., Пономарев В. Е. Особенности процесса резки под водой порошковой проволокой // Автомат. сварка. — 1993. — № 10. — С. 15–19.
2. Лебедев В. А. Дуговая механизированная резка плавящимся электродом // I Укр. наук.-техн. конф. «Сучасні технології та обладнання в газотермічних процесах відновлення та утилізації деталей машин і конструкцій»: Тези доп., м. Київ, 27–29 жовт. 1999 р. — К.: КПІ, 1999. — С. 14–16.
3. Лебедев В. А., Мошкин В. Ф., Пичак В. Г. О выборе оборудования для механизированной резки порошковыми проволоками // Автомат. сварка. — 1995. — № 6. — С. 53–58.
4. Полуавтоматы для сварки и наплавки типа ПШ107 // Автомат. сварка. — 1998. — № 7. — С. 38–42.
5. Хренов К. К. Сварка, резка и пайка металлов. — М.: Машиностроение, 1973. — 408 с.

The paper considers some features of practical use of the process of mechanized arc cutting of metals with application of a special semi-automatic machine of PSh107R type from the series of semi-automatic machines of a modular design. Several techniques and technologies are proposed that allow a significant increase of the speed of cutting and pulsed feed of the electrode wire.

Поступила в редакцию 03.02.2005

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Ю. С. САМОТУГИНА, инж. (Приазов. гос. техн. ун-т)

Показана возможность значительного повышения абразивной износостойкости высокопрочного чугуна при плазменной поверхностной обработке с нанесением упрочненного слоя дискретного строения. При этом степень повышения износостойкости зависит от режима обработки, направления перемещения плазматрона и относительной площади упрочненной поверхности.

*Ключевые слова:* плазменная поверхностная обработка, высокопрочный чугун, упрочненный слой, дискретное строение, износостойкость

Одним из наиболее перспективных методов поверхностного упрочнения деталей и инструмента из чугуна (прокатных валков, направляющих планок металлорежущих станков, коленчатых и распределительных валов и др.) является поверхностная обработка высококонцентрированной плазменной струей [1]. Благодаря значительному (до трех и более раз) повышению твердости поверхностного слоя при такой обработке достигается пропорциональное повышение износостойкости упрочненных деталей [2]. В то же время образование хрупких метастабильных структур при скоростной закалке чугуна (особенно при плазменной обработке с оплавлением поверхности) приводит к значительному снижению его вязкости разрушения [2, 3].

Применение концентрированного источника нагрева в отличие от традиционных методов поверхностного упрочнения (химико-термической обработки, индукционной закалки) позволяет получать поверхностный упрочненный слой как сплошного, так и дискретного строения при чередовании упрочненных зон с высокой твердостью и износостойкостью и неупрочненных с пониженной твердостью. Наличие на твердой поверхности детали локальных неупрочненных участков с относительно более высокой пластичностью и вязкостью позволяет значительно повысить трещиностойкость упрочненных деталей в процессе эксплуатации без снижения износостойкости. Локальные неупрочненные участки поверхности изнашиваются по механизму пластического отщеснения, в то время как соседние твердые участки — преимущественно по механизму хрупкого выкрашивания [2]. Кроме того, образование поверхностных микроуглублений на неупрочненных участках в процессе трения способствует улучшению условий смазывания, повышению сопротивления схватыванию и коррозии, сокращению периода приработки. В целом при сложных условиях внешнего нагружения (совместном воздействии высоких температур, механических нагрузок и агрессивных сред) упрочненные слои дискретного строения могут обладать

более высокой эксплуатационной надежностью в сравнении с покрытиями сплошного строения [4].

В процессе поверхностной обработки концентрированными источниками нагрева дискретное строение упрочненного слоя может быть получено не только наложением чередующихся твердых и мягких участков, но и путем выполнения обработки поверхности в направлении, перпендикулярном или расположенном под некоторым углом к направлению изнашивания.

Применительно к лазерной и электронно-лучевой поверхностной обработке сталей и сплавов известен ряд технологических приемов получения дискретного строения упрочненного слоя. В работе [5] обобщен опыт применения дифференцированной лазерной и электронно-лучевой обработки (наложением чередующихся твердых и мягких участков) сталей различных структурных классов — конструкционных, хромомарганцевых, мартенситостареющих, низкоуглеродистых. В зависимости от конкретных условий эксплуатации деталей дифференцированная обработка способствует дополнительному повышению характеристик прочности, вязкости, износостойкости. На примере лазерной закалки с оплавлением поверхности деталей станков из серого чугуна [6] установлено, что оптимальной схемой нанесения закаленных дорожек является расположение их под углом  $45^\circ$  к направлению трения скольжения. С увеличением расстояния между упрочненными дорожками (шага обработки) в пределах 4...16 мм (диаметр луча 3 мм) износостойкость снижается. Установлено также [7], что при лазерной обработке цилиндрических образцов из чугуна СЧХНД наложением дорожек шириной 2...3 мм с шагом 10 мм более высокая износостойкость достигается при расположении дорожек под углом  $45^\circ$  к продольной оси по сравнению с расположением под углом  $90^\circ$ . В работе [8] выполняли обработку с оплавлением поверхности плоских и цилиндрических направляющих станков из серого чугуна с нанесением различных «рисунков» упрочнения (в виде спирали, петли, волны и т. д.) при различной относительной площади упрочненных участков. Установлено, что при увеличении площади упрочненной поверхности в пределах 20...50 % износостойкость образцов значительно повышается (в 2...3 раза). С увеличением площади дорожек



**Режимы плазменного упрочнения и характеристики упрочненной зоны чугуных образцов**

Вариант обработки поверхности	Ток плазменной струи I, А	Скорость перемещения плазматрона v, м/ч	Толщина упрочненной зоны, мм	Твердость поверхности HV
Без оплавления	400	27	2,7	800
С оплавлением	400	18	3,4	790

более 50 % существенного повышения износостойкости не происходит. Вместе с тем, принятые в работах [6–8] пределы варьирования геометрических и технологических параметров лазерной обработки не позволяют сделать научно обоснованные выводы о предпочтительности той или иной технологии для широкого спектра чугуных деталей и условий их эксплуатации. В литературе полностью отсутствуют данные и об эффективности получения дискретного строения упрочненного слоя при плазменной обработке, имеющей существенные отличия от лазерной — значительно большие размеры упрочненной зоны (ширина не более 15 мм, глубина не более 5 мм [1]), более развитая структурная неоднородность. Кроме того, предварительными исследованиями установлено [2], что наиболее высокая абразивная износостойкость достигается при плазменной обработке высокопрочного чугуна без оплавления поверхности, что обусловлено высокой хрупкостью квазиледебурита зоны плазменного оплавления и хрупкими микроразрушениями поверхности оплавленного слоя под действием абразивных частиц.

В настоящей работе представлена разработка технологических принципов плазменного упрочнения деталей из высокопрочного чугуна с целью получения упрочненного слоя дискретного строения с высокой работоспособностью в условиях аб-

разивного изнашивания. Плазменную обработку плоских образцов размером 50×60×15 мм из чугуна ВЧ-80 выполняли плазматроном косвенного действия с секционированной межэлектродной вставкой [1] на режимах, приведенных в таблице.

Из таблицы видно, что плазменная обработка высокопрочного чугуна с оплавлением поверхности при практически одинаковой твердости поверхности обеспечивает увеличение толщины упрочненной зоны в сравнении с обработкой без оплавления. Микроструктура упрочненной зоны (зоны плазменного воздействия) при обработке без оплавления состоит из высокодисперсного мартенсита, остаточного аустенита (не более 15 %) и полностью сохранившегося графита [1]. При оплавлении происходит растворение графитной фазы в расплавленной матрице (учитывая очень высокую скорость охлаждения) и закалка из жидкого состояния с образованием поверхностного слоя белого чугуна со структурой квазиледебурита — высокодисперсной аустенитно-цементитной эвтектики (содержание остаточного аустенита не более 50 %).

Выбор технологии плазменной обработки при нанесении упрочненного слоя дискретного строения зависит от формы упрочняемой детали. При упрочнении деталей плоской формы образование твердых и мягких участков возможно при возвратно-поступательном перемещении плазматрона вдоль или поперек рабочей поверхности (в зависимости от выбранной ориентировки направления упрочнения по отношению к направлению износа) с дискретным смещением оси движения плазматрона на величину шага, превышающую ширину единичной упрочненной зоны. Аналогичный принцип используется при плазменной обработке деталей цилиндрической формы в случае перемещения плазматрона вдоль образующей. Плазменная обработка цилиндрических деталей возможна и при перемещении плазматрона по спирали. В этом случае величина зазора (мягкого участка) между упрочненными дорожками регулируется подбором скорости вращения детали и скорости перемещения плазматрона. Дискретное строение рабочей поверхности детали при упрочнении деталей как плоской, так и цилиндрической формы может быть получено с нанесением твердых и мягких участков в виде параллельных полос (рис. 1, а); перекрестной насечки (рис. 1, б, в), когда локальные мягкие участки имеют ограниченную конфигурацию квадрата (при перпендикулярном перекрестном движении плазматрона) или ромба (при неперпендикулярном перекрестном движении). Возможно получение дискретного строения упрочненного слоя и с нанесением упрочненных зон в виде круга (рис. 1, г), эллипса, треугольника и т. п. В этом случае между поверхностью детали и плазматроном располагается защитный экран из тугоплавкого материала с отверстиями заданной формы.

Для моделирования изнашивания рассмотренных выше случаев получения упрочненного слоя дискретного строения проводили испытания четырех групп образцов (рис. 2):

а) плазменная обработка без оплавления поверхности выполняется в направлении, совпада-

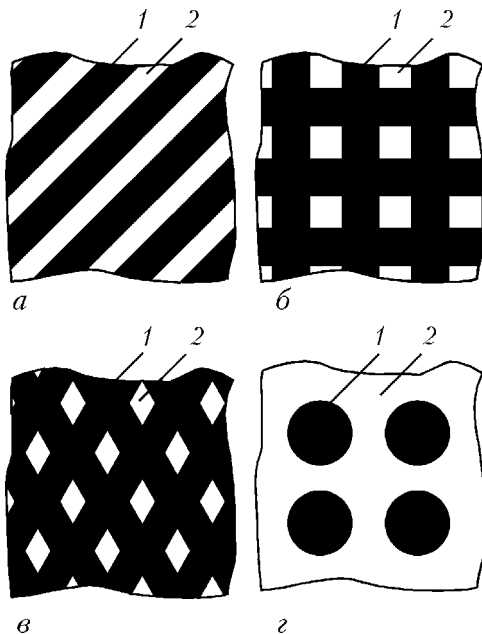


Рис. 1. Дискретное строение рабочей поверхности детали с нанесением упрочненных зон в виде параллельных полос (а), перекрестной насечки (б, в), круга (г): 1, 2 — соответственно твердые и мягкие участки



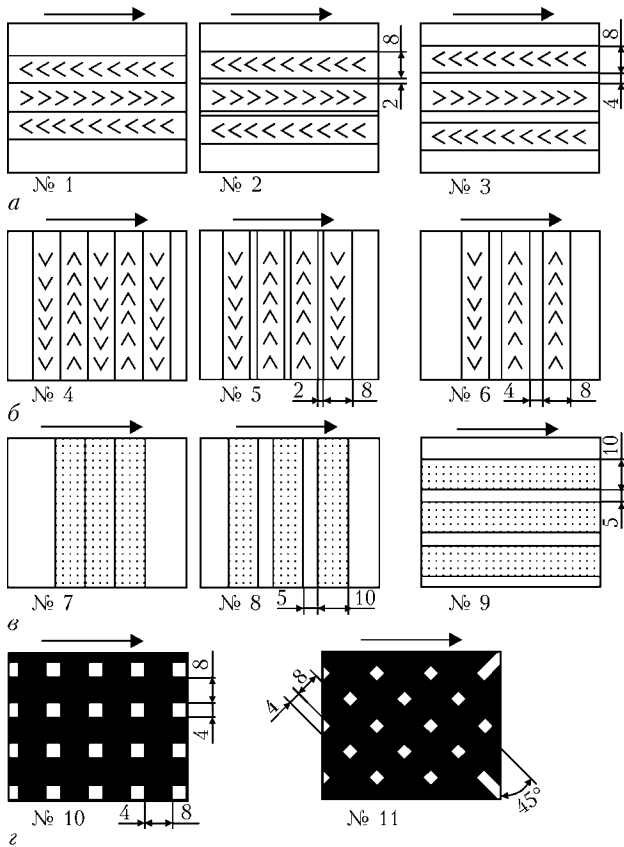


Рис. 2. Схемы плазменной обработки (а-з) образцов (№ 1–11) для испытаний на абразивное изнашивание (стрелкой указано направление изнашивания)

ющем с направлением изнашивания; образцы без зазора между упрочненными зонами (№ 1) и с зазором, величина которого составляет 1/4 (№ 2) и 1/2 (№ 3) ширины упрочненной зоны;

б) плазменная обработка без оплавления поверхности выполняется в направлении, перпендикулярном направлению изнашивания; образцы без зазора (№ 4) и с зазором, равным соответственно 1/4 (№ 5) и 1/2 (№ 6) ширины упрочненной зоны;

в) плазменная обработка с оплавлением поверхности выполняется в направлении, перпендикулярном (№ 7, 8) и совпадающем (№ 9) с направлением изнашивания; образцы без зазора (№ 7) и с зазором (№ 8, 9), величина которого равна 1/2 ширины упрочненной зоны;

г) плазменная обработка выполняется при перекрестном перемещении плазматрона в перпендикулярном направлении (№ 10) и в направлении, составляющем угол 45° с направлением изнашивания (№ 11); в обоих случаях величина зазора составляла 1/2 ширины упрочненной зоны.

Испытания образцов на изнашивание проводили по методике Хаворта–Бринелля, в качестве абразива использовали морской песок. Испытания каждого типа образцов проводили в течение 1,5 ч с промежуточным взвешиванием через каждые 0,5 ч. По результатам испытаний строили кинетические диаграммы изнашивания и рассчитывали коэффициент износостойкости по формуле  $K_{и} = \Delta m_0 / \Delta m_3$ , где  $\Delta m_0$  и  $\Delta m_3$  — соответственно потери массы исследуемого образца и образца-эталоны

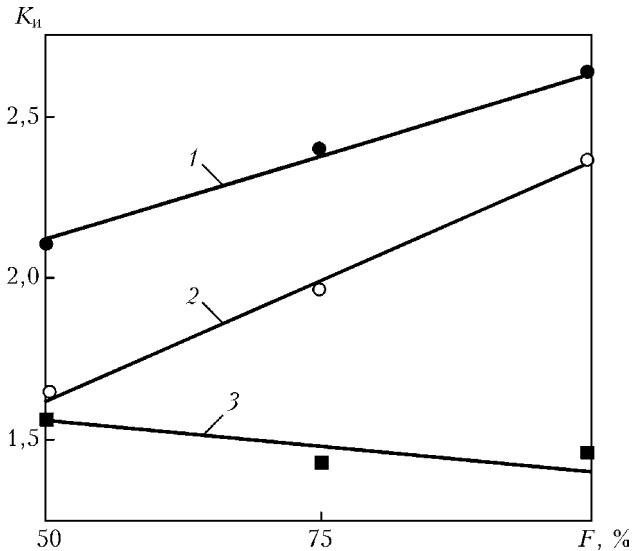


Рис. 3. Влияние относительной площади упрочненной поверхности  $F$  на коэффициент износостойкости образцов  $K_{и}$ : 1, 2 — обработка без оплавления соответственно перпендикулярно и вдоль направлению изнашивания; 3 — обработка с оплавлением перпендикулярно направлению изнашивания

при трении в заданных условиях и в течение заданного времени. В качестве эталона испытывали образцы аналогичных размеров из чугуна ВЧ-80 в исходном (неупрочненном) состоянии. В зависимости от номера образца рассчитывали коэффициент абразивной износостойкости образцов из чугуна ВЧ-80 после плазменной обработки: 1 — 2,35; 2 — 1,95; 3 — 1,75; 4 — 2,57; 5 — 2,40; 6 — 2,08; 7 — 1,38; 8 — 1,62; 9 — 1,44; 10 — 2,87; 11 — 3,15.

Испытания показали, что при упрочнении в направлении, перпендикулярном направлению изнашивания износостойкость образцов после плазменной обработки без оплавления поверхности выше, чем при упрочнении вдоль направления изнашивания. В обоих случаях с увеличением относительной площади упрочненной поверхности, т. е. с уменьшением величины зазора между дорожками, коэффициент износостойкости увеличивается (рис. 3). При упрочнении с оплавлением поверхности установлена обратная зависимость. В этом случае при обработке без зазора между дорожками и поперек направлению изнашивания установлена самая низкая износостойкость в данном эксперименте, что можно объяснить охрупчиванием поверхности, образованием микротрещин в местах концентрации напряжений у микровыступов на поверхности оплавленной зоны и отделением микрочастиц чугуна под действием частиц абразива [2]. Наличие промежуточных мягких участков при обработке с зазором между оплавленными дорожками в некоторой степени снижает микрорастрескивание и незначительно повышает износостойкость (рис. 3). Наиболее высокий коэффициент износостойкости имеют образцы при обработке без оплавления при перекрестном движении плазматрона, особенно в случае, когда направление обработки составляет угол 45° с направлением изнашивания.



Проведенные исследования показали, что путем изменения относительной площади упрочненной поверхности, варьирования направлением обработки по отношению к направлению изнашивания, выбором оптимальных режимов плазменной обработки с нанесением упрочненного слоя дискретного строения, можно в достаточно широких пределах изменять эксплуатационные свойства и в зависимости от конкретных условий нагружения достигать наиболее благоприятного сочетания износостойкости и трещиностойкости рабочей поверхности деталей из высокопрочного чугуна.

Установленные принципы плазменной обработки деталей из высокопрочного чугуна с нанесением упрочненного слоя дискретного строения реализованы на практике для упрочнения направляющих планок металлорежущих станков и валков для измельчения зерна [9]. В первом случае обработка выполняется с нанесением параллельных упрочненных дорожек (см. рис. 1, а). При оптимальном соотношении площади неупрочненных и упрочненных участков  $1/3 \dots 1/4$  достигается повышение износостойкости планок не менее чем в 3 раза. При упрочнении валков диаметром 200...250 мм более предпочтительно перекрестное перемещение плазматрона под углом  $45^\circ$  к осевой линии (см. рис. 1, в; рис. 2, № 11) с получением ограниченных мягких участков, размер которых примерно равен размеру единичного зерна (пшеница, ячмень, кукуруза). В этом случае наряду с повышением износостойкости валков в 2...2,5 раза улучшается захват зерна и повышается производительность измельчения.

## Выводы

1. Плазменная обработка деталей и инструмента из высокопрочного чугуна с нанесением упрочненного слоя дискретного строения способствует значительному повышению абразивной износостойкости. При этом коэффициент износостойкости зависит от относительной площади упрочненной поверхности, технологии обработки (с оплавлением поверхности или без оплавления), соотношения направления обработки к направлению изнашивания.

2. С увеличением относительной площади упрочненной поверхности коэффициент абразивной износостойкости при плазменной обработке без оплавления увеличивается, а при обработке с оплавлением снижается. Это можно объяснить высокой хрупкостью оплавленного слоя со структурой квазицедебурита и микрорастрескиванием под действием абразивных частиц.

3. Более высокая износостойкость упрочненного слоя дискретной структуры достигается при перемещении плазматрона в направлении, перпендикулярном направлению изнашивания по сравнению с обработкой вдоль направления изнашивания. Наиболее высокая износостойкость достигается при перекрестном перемещении плазматрона, когда направление обработки составляет с направлением изнашивания угол  $45^\circ$ .

1. *Самотугин С. С., Лецинский Л. К.* Плазменное упрочнение инструментальных материалов. — Донецк: Новый мир, 2002. — 338 с.
2. *Самотугин С. С., Малинов Л. С., Самотугина Ю. С.* Повышение износостойкости высокопрочного чугуна плазменным поверхностным упрочнением // Вест. Приазов. гос. техн. ун-та. — 2004. — Вып. 14. — С. 161–164.
3. *Самотугин С. С., Малинов Л. С., Самотугина Ю. С.* Влияние способа упрочнения на твердость и трещиностойкость высокопрочного чугуна // Там же. — 2002. — Вып. 12. — С. 76–80.
4. *Ляшенко Б. А., Кузема Ю. А., Дигам М. С.* Упрочнение поверхности металлов покрытиями дискретной структуры с повышенной адгезионной и когезионной стойкостью / НАН Украины. Ин-т пробл. прочности. — Препр. — Киев, 1984. — 57 с.
5. *Малинов Л. С.* Получение микронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1997. — № 4. — С. 7–11.
6. *Лазерная закалка чугуновых деталей станков / В. И. Самсонов, В. С. Ан, А. Г. Шныпкин, П. Ю. Бойцов* // Там же. — 1989. — № 11. — С. 6–9.
7. *Асташкевич Б. М., Воинов С. С., Шур Е. А.* Лазерное упрочнение втулок цилиндров тепловозных дизелей // Там же. — 1985. — № 4. — С. 12–15.
8. *Якитас Э. В., Ситавичюс Ч. Ю., Капаненас Р. В.* Исследование лазерного термоупрочнения чугуновых направляющих станков // Лазерная технология. — 1989. — № 7. — С. 21–31.
9. *Повышение износостойкости чугуновых деталей дифференцированной (дискретной) плазменной обработкой / С. С. Самотугин, Л. С. Малинов, Ю. С. Самотугина, Б. А. Ляшенко* // Инженерия поверхности и реновация изделий: Материалы междунар. науч.-техн. конф. — Киев: АТМ Украины. — 2002. — С. 158–161.

A possibility is shown of a considerable increase of abrasive wear resistance of high-strength cast iron in plasma surface treatment with deposition of a strengthened layer of a discrete structure. The extent of increase of the wear resistance depends on the treatment mode, direction of plasmatron displacement and relative area of the strengthened surface.

Поступила в редакцию 06.12.2004

## ИНФОРМАЦИОННЫЙ БАНК ПО КОНСТРУКЦИОННЫМ И СВАРОЧНЫМ МАТЕРИАЛАМ\*

Ю. В. КАШИРСКИЙ, инж., А. С. ЗУБЧЕНКО, д-р техн. наук  
(ФГУП ЦНИИТМАШ, г. Москва, РФ)

Банк включает информацию о 2 тыс. российских (бывшего СССР) и более 21 тыс. зарубежных марках материалов, среди которых стали, чугуны, сплавы и пластмассы, используемые в энергетике, металлургии, транспорте и тяжелом машиностроении. Он содержит знания о различных свойствах свариваемости этих материалов, их изготовлении и поставках, а также об их аналогах.

*Ключевые слова: информационный банк, конструкционные материалы, марки, технологические и эксплуатационные свойства, заводы-изготовители, сварочные материалы, свариваемость, методы сварки*

Более десяти лет в ЦНИИТМАШе функционирует, постоянно совершенствуясь и пополняясь, автоматизированный банк данных (АБД) по материалам, используемым в машиностроении и энергетике. Он состоит из трех главных частей: разделов, включающих общие сведения о марках материалов; информации по технологическим и эксплуатационным характеристикам изучаемых материалов и данных о фирмах и заводах-производителях. Кроме того, разработана совместимая с основным банком, но практически полностью автономная база по пластмассам и полимерным материалам, выпускаемым в настоящее время.

Система является информационным комплексом фактографического типа. Для реализации указанных целей система управления банком данных выполняет функции формирования базы данных, ее ведения, обработки запросов и организации ответов на них.

Дополнительно создана рекламно-обучающая система на русском и английском языках, которая в автоматическом режиме демонстрирует работу банка данных по металлам и действия пользователя на конкретном примере.

Структура банка реализует сведения, приводимые в паспортах металлического и полимерного материала. Пояснением к виду вводимых параметров служат реквизиты паспортов.

Большое внимание уделено степени достоверности данных для всей информации, помещенной в банк, имеются ссылки на соответствующие источники (ГОСТы, РТМ, ТУ, отчеты, техническую и справочную литературу). Список использованной библиографии составляет более 800 наименований.

В базе данных по металлам содержится в достаточном полном виде информация примерно о 2 тыс. отечественных материалах, среди которых

свыше 100 чугунов и 500 сплавов (жаропрочные, жаростойкие и коррозионностойкие, на никелевой основе, алюминиевые, титановые, магниевые и медные). В данных отражено состояние приблизительно по 300 параметрам. Естественно, не все показатели определены и присутствуют в источниках информации для каждой марки материала; недостающие данные восполняются с помощью изучения новой научно-технической информации и привлечения к работе по созданию банка специалистов-технологов и металлургов ФГУП ЦНИИТМАШ. В качестве справочного материала прилагаются руководство пользователя и описание системы маркировки сталей в основных промышленных странах мира.

Сведения о предприятиях-производителях стран СНГ взяты из информационно-рекламных листов самих заводов [1, 2], некоторых журналов. При обработке зарубежных материалов использован тот же паспорт, что и для отечественных. В первую очередь были внесены данные, относящиеся к зарубежным аналогам отечественных марок. Кроме того, занесены химический состав и назначение и по другим материалам, данные, помогающие на практике проводить замену материалов и оценить ее эффективность.

Всего введены сведения о более чем 21 тыс. зарубежных марок.

Основные сведения о зарубежных сталях и сплавах взяты из работ [3–5].

Главные блоки системы по металлам и подробная расшифровка подсистем по технологическим свойствам приведены на рис. 1–6.

Для сварочных свойств разработаны специальные программы, позволяющие по данным химического состава определять класс стали, способы сварки, необходимость подогрева. Аналогичные программы составлены для определения по данным химического состава при различных температурах испытания таких физических свойств, как коэффициент диффузии водорода и коэффициент предельного насыщения водородом. Разработана подсистема по взаимосвариваемости материалов.

Для создания методики автоматического анализа и выдачи рекомендаций по свариваемости различных сталей и сплавов была предложена схема вариантов их сочетания.

\* По материалам доклада, заслушанного на Второй международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». — Кицивели, Крым, 13–17 сент. 2004.

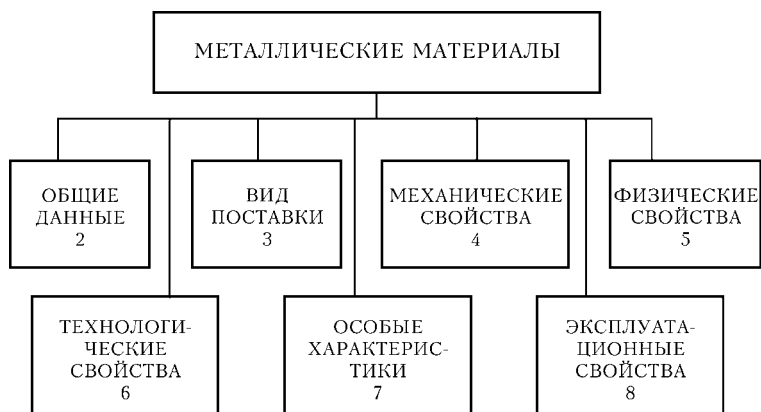


Рис. 1. Укрупненная схема

Все материалы были разбиты на 7 классов и 11 подклассов. Для каждого варианта указан способ сварки и необходимые для этого электроды, флюсы и сварочная проволока, имеются ссылки на соответствующие стандарты и справочники. Данные касаются почти всех отечественных (бывших советских) марок, включенных в банк.

В случае появления новых материалов эксперты-специалисты по сварке ФГУП ЦНИИТМАШ установят, к какой группе они относятся, и для них будут автоматически выданы соответствующие рекомендации.

Что касается базы по пластмассам, то ее структура аналогична структуре банка по металлам, но несколько проще: количество вводимых характеристик в ней около 100, она содержит около

500 различных полимеров. Информация для нее бралась из работы [6], сведений отделов института и некоторых других источников.

Взаимодействие пользователя персонального компьютера с банком данных осуществляется следующим образом.

После входа выясняется, какую часть банка предполагается использовать: основную (банк по металлам) или базу по пластмассам.

В первом случае переходят к главному меню банка по металлам:

1. Отечественные материалы.
2. Иностранные материалы.
3. Фирмы и заводы-производители.
4. Работа со словарями.
5. Работа с системой.
6. Выход из системы.

При обращении к пунктам 1–3 главного меню происходит переход к основному меню соответствующих разделов.

Пункт 4 поддерживает работу со словарями, в которых содержатся перечни разновидностей параметров системы с кодами или сокращениями, используемыми в АБД.

Пункт 5 включает основные процедуры, обеспечивающие существование системы, ее тестирование (проверку правильности и надежности функционирования), работу с паролями (защиту информации от вмешательства несанкционированного пользователя), сжатие баз (для экономии памяти)

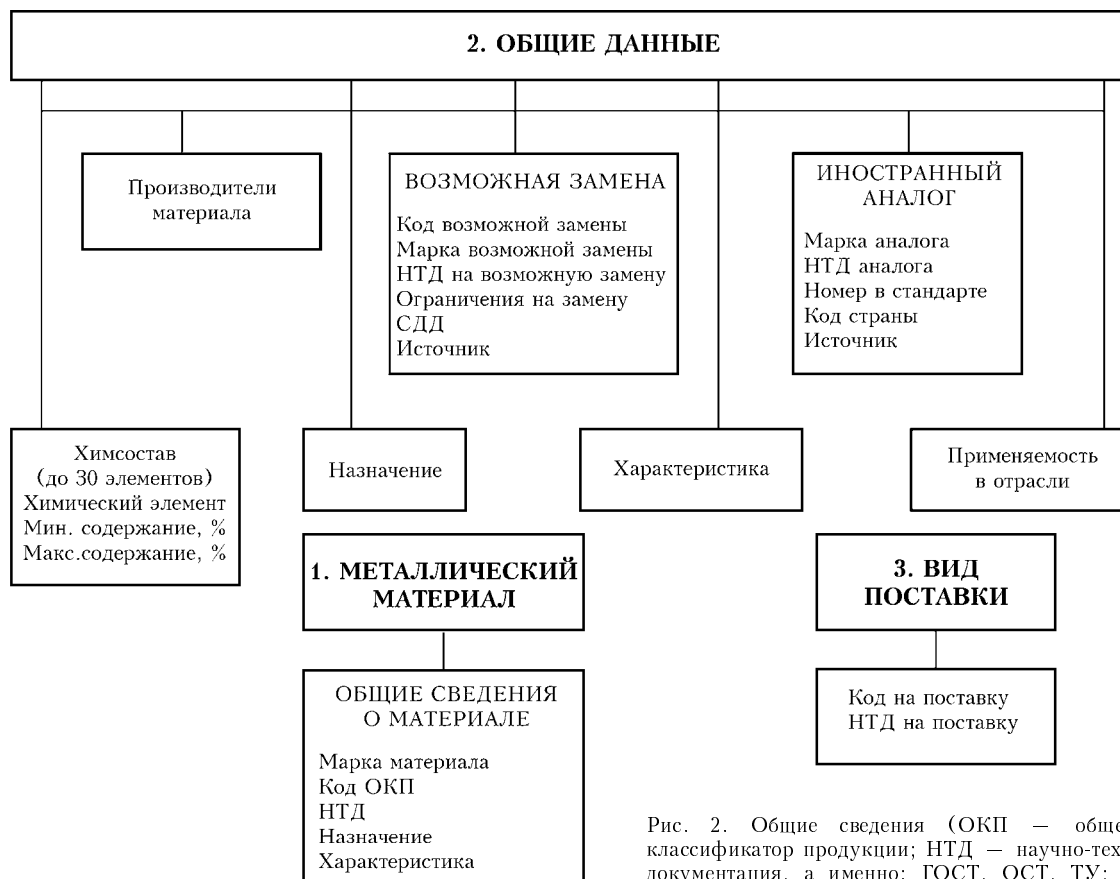


Рис. 2. Общие сведения (ОКП — общесоюзный классификатор продукции; НТД — научно-техническая документация, а именно: ГОСТ, ОСТ, ТУ; СДД — степень достоверности данных)

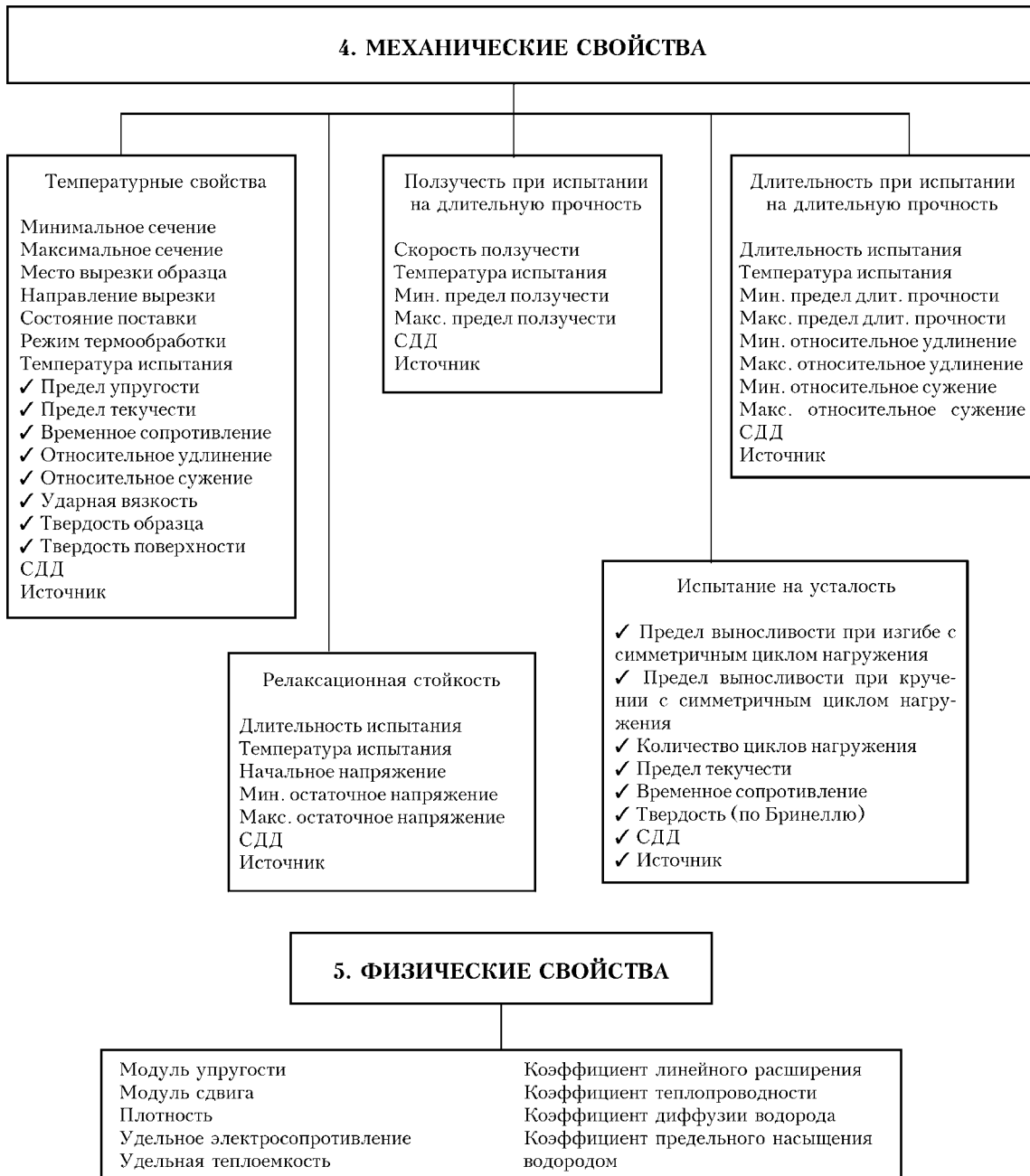


Рис. 3. Механические и физические свойства. Параметры, отмеченные «галочкой», задаются своими минимальным и максимальным значениями. По каждому параметру физических свойств даются: его значения при различных температурах испытания, СДД, источник

компьютера), архивирование и разархивирование системы, специальные функции, работу с дискетой.

Основное меню для отечественных материалов состоит из следующих пунктов:

1. Просмотр материалов.
2. Ввод и корректировка материалов.
3. Запросы.
4. Работа с базами.
5. Классификатор.
6. Ретро.
7. Выход.

С помощью пункта 1 меню можно просмотреть необходимые характеристики выбранной марки материала (прямой запрос).

С помощью пункта 2 меню можно ввести новые или скорректировать имеющиеся данные по каждой марке материала.

Пункт 3 меню позволяет пользователю найти в базе те марки материалов, которые удовлетворяют поставленным им условиям (обратный запрос).

Результаты работы с запросами можно просмотреть на экране дисплея или распечатать.

Пункт 4, предназначенный для системного программиста, позволяет менять структуру банка и его разделов, обычному пользователю без подготовки в него входить не рекомендуется.

Пункт 5 обеспечивает возможность выделить отдельные классы материалов и, если необходимо,

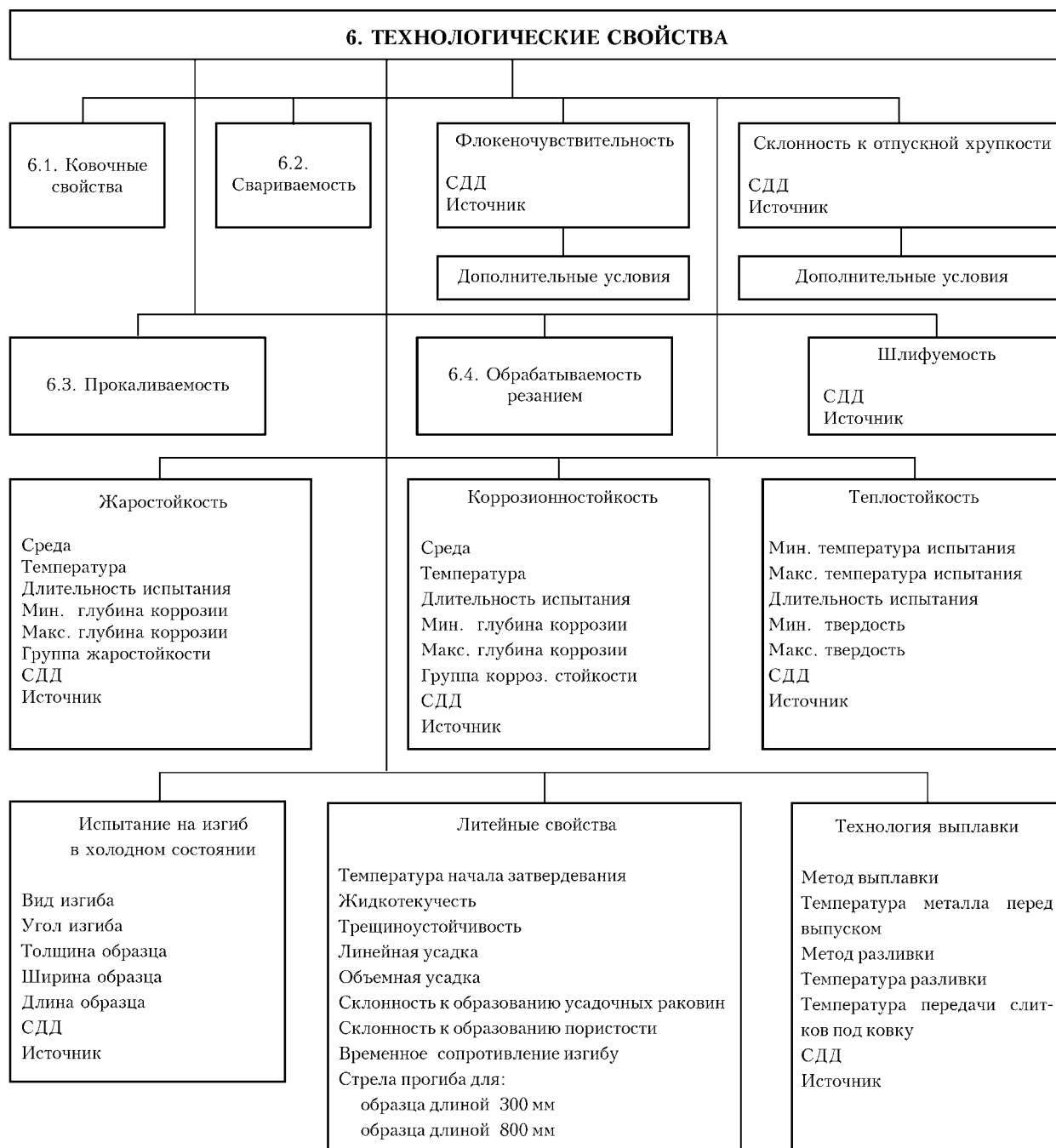


Рис. 4. Технологические свойства (для литейных свойств указываются минимальные и максимальные значения, СДД, источник)

работать только с ними, что повышает скорость получения информации и облегчает пользование ею.

Пункт 6 меню — это выход на указатель, позволяющий идентифицировать материалы, которые имеют различные обозначения.

Основные меню для иностранных материалов и по фирмам-производителям аналогичны предыдущему, только в них отсутствуют пункты 5 и 6.

С помощью этих меню можно получить информацию о сталях, сплавах и чугунах промышленно развитых стран мира, а также о предприятиях, выпускающих машиностроительные материалы, включая виды их поставки, классы сталей и (или)

марки, производимые на заводе, основные характеристики марок, сведения об изделиях, изготовляемых из таких материалов.

Что касается базы данных по пластмассам, то ее главное меню полностью совпадает с меню для АБД по металлическим материалам, в основных меню по отечественным и зарубежным полимерам по сравнению с основным меню, приведенным ранее, нет пункта «Ретро», а в меню для фирм-производителей отсутствует и пункт «Классификатор».

Разработанное меню ведет пользователя по всем этапам работы с банком данных, позволяя в то

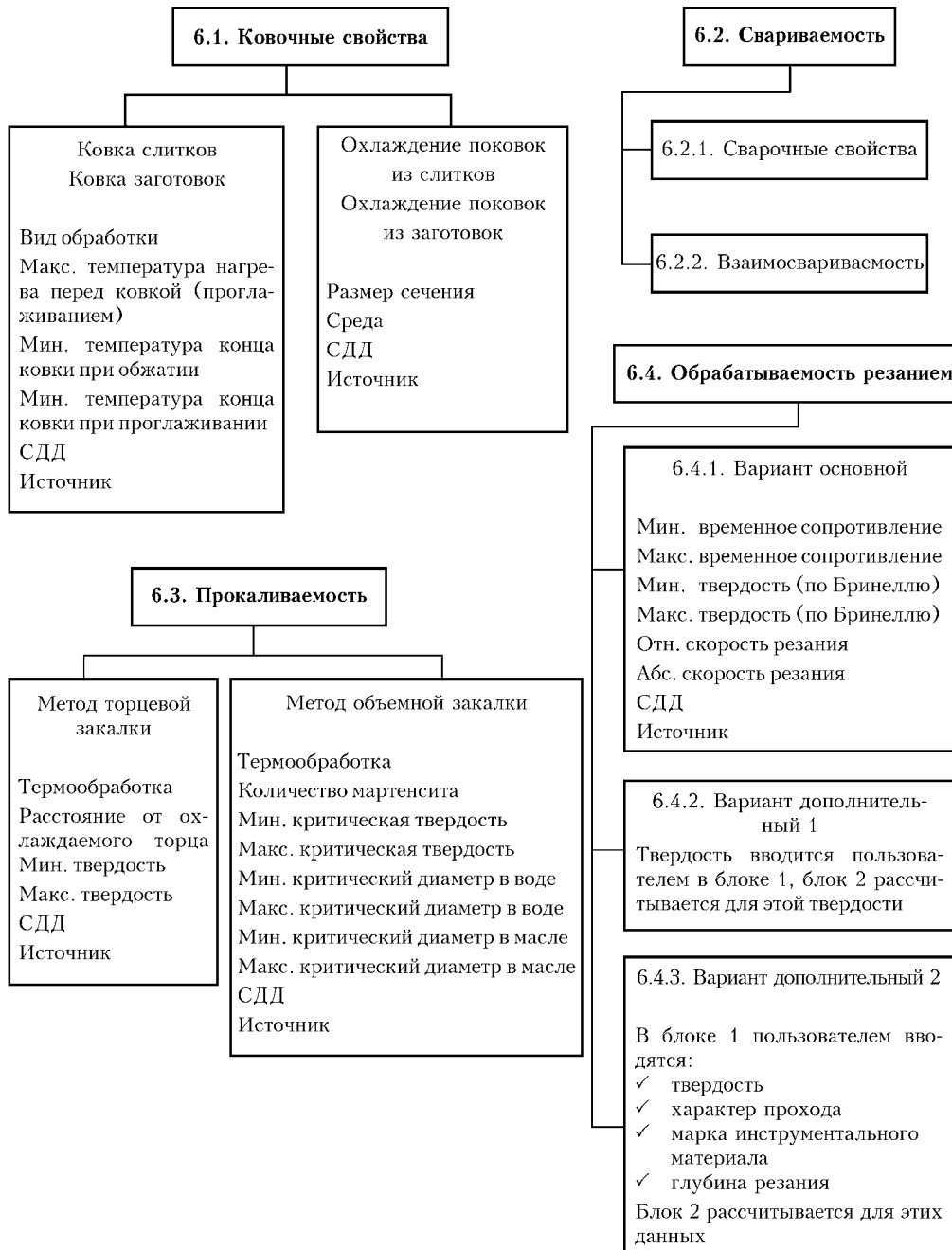


Рис. 5. Технологические свойства. Отдельные блоки

же время в любой момент отказаться от любого ранее планировавшегося действия.

Следует отметить простоту работы пользователя с банком данных, простоту, не требующую никаких предварительных знаний и навыков работы на персональных компьютерах.

Сведения об этом АБД и его возможностях приведены в [7, 8].

В качестве информационно-справочного пособия банк уже используется на машиностроительных и энергетических предприятиях России и Украины, на его основе было выпущено второе издание «Марочника сталей и сплавов» [9], вышедшее в 2003 г. Эта книга содержит сведения примерно о 600 марках материалов, наиболее широко применяемых в производстве.

Информационные базы по металлическим материалам и пластмассам включены в Государственный реестр баз данных и в ежегодный каталог «Базы данных России».

Использование информации, накопленной в АБД, позволяет упростить и ускорить исследования по созданию отдельных информационных технологий, с его помощью, используя сведения об эксплуатационных свойствах материалов, методику прогнозирования их свойств и соответствующий программный комплекс, разработанные во ФГУП ЦНИИТМАШ, можно изучать и оценивать остаточный ресурс и долговечность оборудования, выдавать рекомендации по продлению срока службы материалов ответственных элементов конструкций.

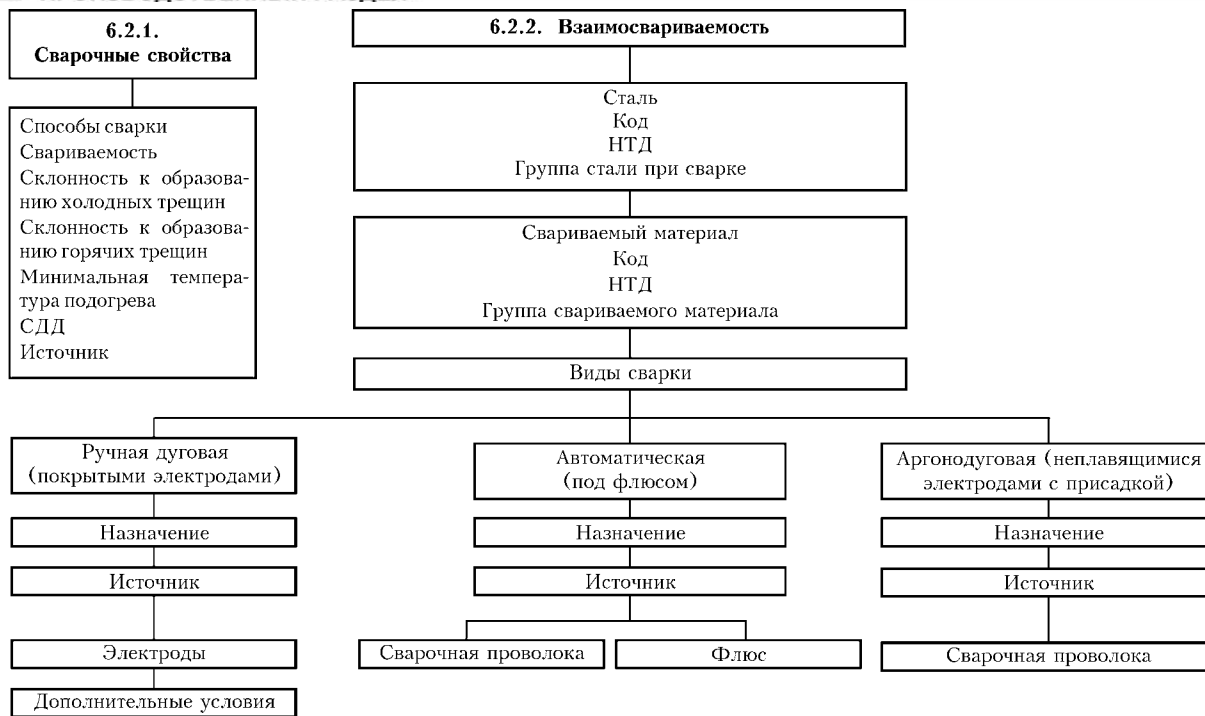


Рис. 6. Свариваемость

1. *Металл* А, Б, В. Заводы. Торговые компании: Справочник. — Днепропетровск–Москва: Металл – Курьер, 2003. — 524 с.
2. *Металлоторговля*. Россия: Справочник. — М.: ИИС Металлоснабжение и сбыт, 2004. — 576 с.
3. *Wegst Ц. В.* Ключ сталей. — 15-е изд. — М.: Гипрохим, 1992. — 582 с.
4. *Wegst С. W.* Stahlschlüssel. — Marbach: Stahlschlüssel Wegst GmbH, 2001. — 736 S.
5. *Международный* транслятор современных сталей и сплавов / Под ред. В. Я. Кершенбаума. — Т. 1. — М.: Интак, 1992. — 1102 с.; Т. 2. — 1992. — 556 с.; Т. 3. — 1993. — 638 с.; Т. 4, книги 1, 2. — 1995. — 848 с.
6. *Международный* транслятор современных пластических масс / Под ред. В. Я. Кершенбаума. — М.: Интак, 1993. — 320 с.
7. *Каширский Ю. В., Колосков М. М.* Информационный банк по машиностроительным материалам и режимам обработки // Тяж. машиностроение. — 2000. — № 4. — С. 12–19.
8. *Каширский Ю. В., Колосков М. М.* Информационный банк по машиностроительным и энергетическим материалам и режимам обработки // Суч. машинобудовання. — 2000. — № 1/2(3/4). — С. 81–87.
9. *Марочник* сталей и сплавов / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др.; Под ред. А.С. Зубченко, 2-е изд., доп. и испр. — М.: Машиностроение, 2003. — 784 с.

The bank provides information on 2 thous. Russian (ex-USSR) and more than 21 thous. foreign grades of materials, which include steels, cast irons, alloys and plastics, used in power engineering, metallurgy, transportation and heavy mechanical engineering. In contains knowledge on different weldability properties of these materials, their manufacture and supply, as well as their analogs.

Поступила в редакцию 18.01.2005

## КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫЙ КОМПЛЕКС ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОКОВКИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

*Высокочастотная механическая проковка (ВМП) является развитием технологий поверхностного пластического деформирования (поверхностного наклепа) металлов. Поверхностное пластическое деформирование металла при ВМП достигается воздействием возбуждаемых ультразвуковым генератором ударных импульсов деформирующих элементов инструмента на обрабатываемую поверхность. При ВМП пластическому деформированию подвергается только зона сплавления шва с основным металлом шириной 4...7 мм. В зависимости от условий циклического нагружения (асимметрии цикла), основных механических свойств материала, концентрации напряжений, обусловленной формой соединения, остаточных напряжений и других факторов ВМП повышает циклическую долговечность в 8...10 раз, а предел выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений — на 30...200 %. Для обеспечения максимального повышения сопротивления усталости различных типов сварных соединений оптимальные параметры упрочнения определяются и задаются специальными компьютерными программами.*

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины  
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11, отд. № 3  
Тел./факс: (38044) 287 60 05  
E-mail: office@paton.kiev.ua; kiryan@svitonline.com





## КАЛИБРОВКА ТРИАНГУЛЯЦИОННЫХ ОПТИЧЕСКИХ СЕНСОРОВ

Ф. Н. КИСЕЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук, В. А. КОЛЯДА, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена методика калибровки триангуляционных оптических сенсоров, применяемых при автоматизации сварочных процессов. Она позволяет калибровать сенсоры после их монтажа на сварочной установке в производственных условиях.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, сварочные установки, триангуляционный оптический сенсор, эталонное изделие, лазерный генератор линии, плоскость излучения, математическая модель, преобразование систем координат, перспективное преобразование

В последнее время наблюдается повышенный интерес к оптическим сенсорным системам как средствам автоматизации производственных сварочных процессов. Наиболее функциональными являются оптические системы, основанные на триангуляционных сенсорах, в которых используется метод светового сечения. Такие системы могут применяться как для слежения за стыком с разделкой кромок, так и для управления технологическими параметрами режима сварки на основании приобретенной информации о геометрии разделки. Требования к точности измерения геометрических параметров стыка обычно достаточно высоки, и для достижения требуемой точности сенсор должен быть определенным образом откалиброван.

Триангуляционный оптический сенсор состоит из двух основных компонентов: видеокамеры и лазерного генератора линии (ЛГЛ). Для калибровки необходим третий элемент — эталонное изделие определенного вида, помещенное в рабочую зону сенсора. В общем случае задача калибровки сенсора сводится к объединению всех трех компонентов в систему, в которой параметры одного элемента (эталонного изделия) заранее известны.

В работе [1] в качестве эталонного изделия предлагается использовать параллелепипед с вырезом, имитирующим прямоугольную разделку известной высоты и ширины. Математическая модель внутренних компонентов сенсора, необходимая для калибровки, строится на основании сборочного чертежа устройства. Основной недостаток: идеализированная математическая модель внутренних компонентов.

Процедуру калибровки триангуляционного оптического сенсора можно разбить на две задачи: калибровку видеокамеры и определение взаимного расположения видеокамеры и плоскости излучения лазерного генератора линии.

Методы калибровки видеокамеры с использованием в качестве эталонного изделия плоского шаблона предложены в работах [2, 3]. Входными данными являются несколько изображений шаблона при различном взаимном расположении видео-

камеры и шаблона. Применительно к задаче калибровки сенсора, закрепленного на сварочной установке, основным недостатком методов, предложенных в работах [2, 3], является необходимость изменения взаимного расположения видеокамеры и эталонного изделия.

Предлагаемый метод калибровки видеокамеры не требует изменения взаимного расположения эталонного изделия (рис. 1) и видеокамеры при получении исходных данных. На верхнюю плоскость изделия нанесена сетка, состоящая из одинаковых ячеек определенного размера. При проведении калибровки эталонное изделие вносится в рабочую зону сенсора таким образом, чтобы центральные линии сетки максимально совпадали с центральными осями изображения на экране и расстояние от сенсора до верхней плоскости эталонного изделия лежало в пределах допусков на установку сенсора относительно поверхности объекта измерения. Строится математическая модель, представляющая собой описание зависимости изображения на экране от параметров объектива видеокамеры и взаимного расположения видеокамеры и эталонного изделия. Выбираются три системы координат: эталонного изделия, видеокамеры и изображения.

При помощи классических методов преобразования систем координат [4] путем последовательного умножения матриц вращения и переноса формируется матрица преобразования из системы координат камеры в систему координат эталонного изделия  $A_k$ . При формировании матрицы  $A_k$  используются входные параметры модели: паспортные данные компонентов сенсора и особенности его конструктивного исполнения. Для построения преобразования из системы координат видеокаме-

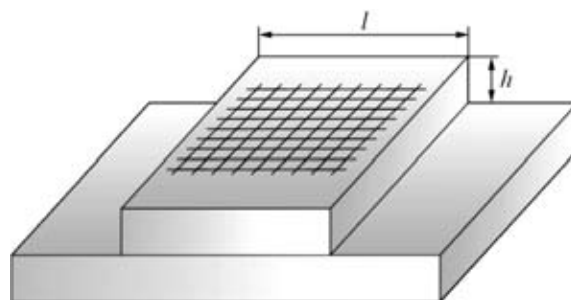


Рис. 1. Внешний вид эталонного изделия

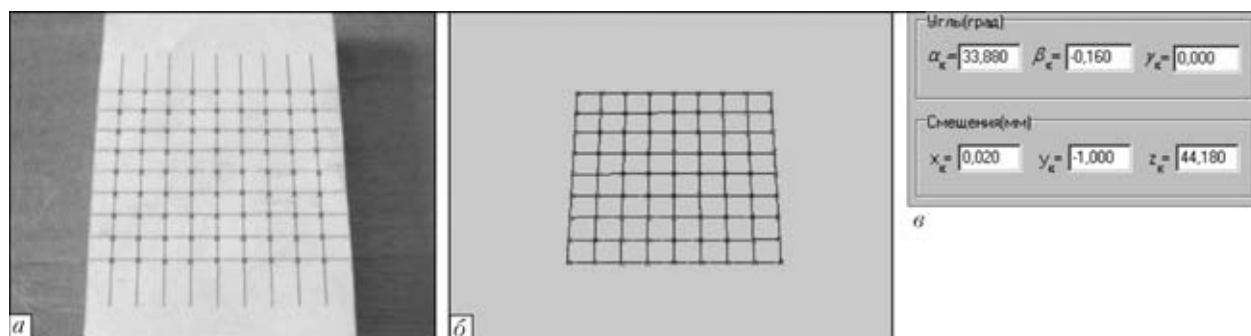


Рис. 2. Визуализация процесса калибровки видеокамеры: *a* — нахождение узловых точек решетки на изображении эталонного изделия; *b* — наложение модели решетки на найденные узловые точки сетки реального изображения; *c* — численные результаты идентификации пространственного положения видеокамеры

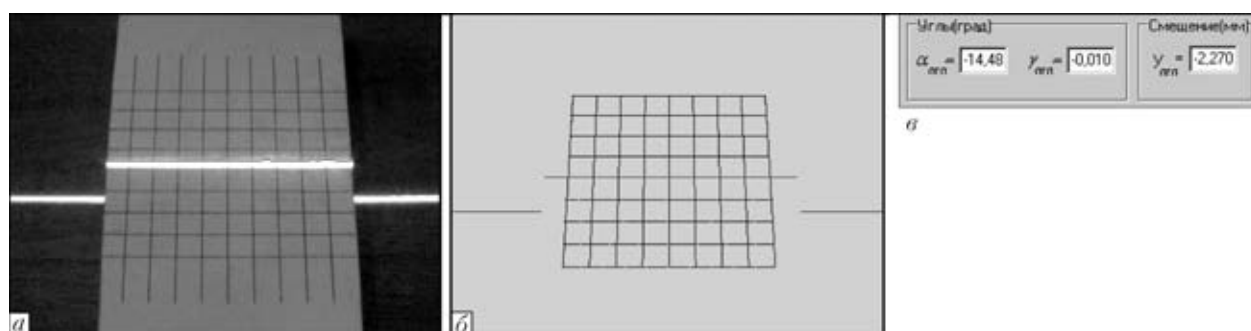


Рис. 3. Визуализация процесса определения положения плоскости излучения: *a* — измеренный контур проекции световой полосы; *b* — модель контура проекции; *c* — численные результаты идентификации положения плоскости излучения

ры в систему координат изображения используется перспективное преобразование [4]. На изображении эталонного изделия производится определение узловых точек сетки (рис. 2). Затем при итеративном изменении параметров  $\alpha_k, \beta_k, \gamma_k, x_k, y_k, z_k$ , определяющих пространственное положение камеры относительно эталонного изделия, находят такие значения, при которых среднеквадратическое отклонение между координатами узловых точек смоделированной сетки и найденных узловых точек сетки реального изображения будет минимальным.

На следующем этапе процесса калибровки сенсора необходимо определить положение плоскости излучения ЛГЛ относительно эталонного изделия. Формируется матрица преобразования из системы координат ЛГЛ в систему координат эталонного изделия  $A_{лгл}$ . Как и в случае с видеокамерой, путем итеративного изменения параметров  $\alpha_{лгл}, \gamma_{лгл}$  и  $y_{лгл}$ , определяющих пространственное положение плоскости излучения относительно эталонного изделия, находят такие значения параметров, при которых среднеквадратическое отклонение между координатами точек смоделированного контура проекции и измеренными координатами точек контура будет минимальным (рис. 3).

Таким образом, определены пространственное положение видеокамеры относительно эталонного изделия, положение плоскости излучения ЛГЛ относительно того же эталонного изделия и преобразование из системы координат видеокамеры в систему координат изображения на экране. На основании полученных параметров, определяющих пространственное положение камеры и плоскости

ЛГП относительно эталонного изделия, выполняется объединение видеокамеры, плоскости излучения ЛГП, эталонного изделия и изображения в единую систему. Таким образом, формируется преобразование координат точек контура из двухмерной системы координат изображения на экране в трехмерную эталонного изделия, что позволяет измерять реальное положение любой точки контура относительно центра сетки на поверхности эталонного изделия.

Корректность результатов калибровки сенсора оценивали путем сравнения результатов ручного и программного измерения геометрических размеров нескольких различных объектов. На основании полученных экспериментальных данных сделан вывод, что точность программного измерения геометрических параметров объектов лежит в пределах расчетной, т. е. данный метод калибровки триангуляционных оптических сенсоров дает корректные результаты.

Основные достоинства рассмотренного метода калибровки триангуляционных оптических сенсоров следующие:

в процессе калибровки не требуется изменение взаимного расположения сенсора и эталонного изделия и, как следствие, калибровку несложно провести в производственных условиях после монтажа сенсора на сварочной установке;

откалиброванный сенсор представляет собой довольно точное измерительное устройство (в данном случае при разрешающей способности изображения  $400 \times 300$  пикселей погрешность измерения не превышает  $\pm 0,2$  мм).



Разработанная математическая модель и построенный на ее основании инструментарий позволяют калибровать триангуляционные оптические сенсоры, предназначенные для работы в составе автоматизированных сварочных установок, что подтверждается результатами экспериментального исследования.

Procedure of calibration of triangular optical sensors used in automation of welding processes has been offered. It allows calibration of sensors after their assembly into welding equipment under the industrial conditions

Поступила в редакцию 23.10.2004

УДК 621.791.669.14/15+519.87

## ИНФОРМАЦИОННАЯ СИСТЕМА ПО СВАРКЕ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ\*

А. Б. ЛЕСНОЙ, канд. техн. наук, О. Г. КАСАТКИН, В. Н. ЗАМКОВ, доктора техн. наук  
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены возможности использования специализированного программного обеспечения при сварке титана и его сплавов. Предлагаемая информационная система содержит сведения о способах и режимах сварки стыковых, угловых, тавровых и нахлесточных соединений различных толщин; информацию о сварочных материалах (электроды, проволока, флюсы); справочные сведения о титановых сплавах; возможности выбора титановых сплавов в зависимости от условий эксплуатации сварной конструкции.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, титановые сплавы, информационные системы, свойства сплавов, сварочные материалы

Титан является перспективным конструкционным материалом благодаря своей высокой коррозионной стойкости, прочности и малой удельной плотности. Еще лет десять назад он в основном использовался в ракетно-космической и авиационной технике, военном кораблестроении и других областях военной техники. Сегодня по объему применения в сварных конструкциях титан занимает третье место после стали и алюминия и широко применяется в энергетическом машиностроении, нефтеперерабатывающей промышленности, медицине.

Следует отметить, что объем использования титана в сварных конструкциях в значительной мере определяется технологическими возможностями его сварки. Основные трудности при сварке плавлением титана связаны с его высокой химической активностью. При нагреве свыше 500...600 °С титан начинает насыщаться водородом, кислородом, азотом и другими примесями, которые существенно снижают его пластичность, вязкость, сопротивляемость усталости, способствуют замедленному разрушению сварных титановых конструкций, снижают коррозионную стойкость. Возможность получения качественных сварных соеди-

1. Pat. 5264678 USA. Weld-bead profilometer / B. W. Powell, L. Z. Kennedy, I. A. Burroughsa. — Publ. 23.11.93.
2. Zhang Z. A flexible new technique for camera calibration // IEEE Trans. Pattern Analysis and Machine Intelligence. — 2000. — 22, № 11. — P. 1330–1335.
3. Новиков С. О., Лебедев О. А., Захаренко Г. В. Измерение и исследование трехмерных объектов в условиях неполной информации // Информ. технологии и вычислительные системы. — 2003. — № 2. — С. 61–63.
4. Аммерал Л. Принципы программирования в машинной графике. — М.: Сол Систем, 1992. — 220 с.

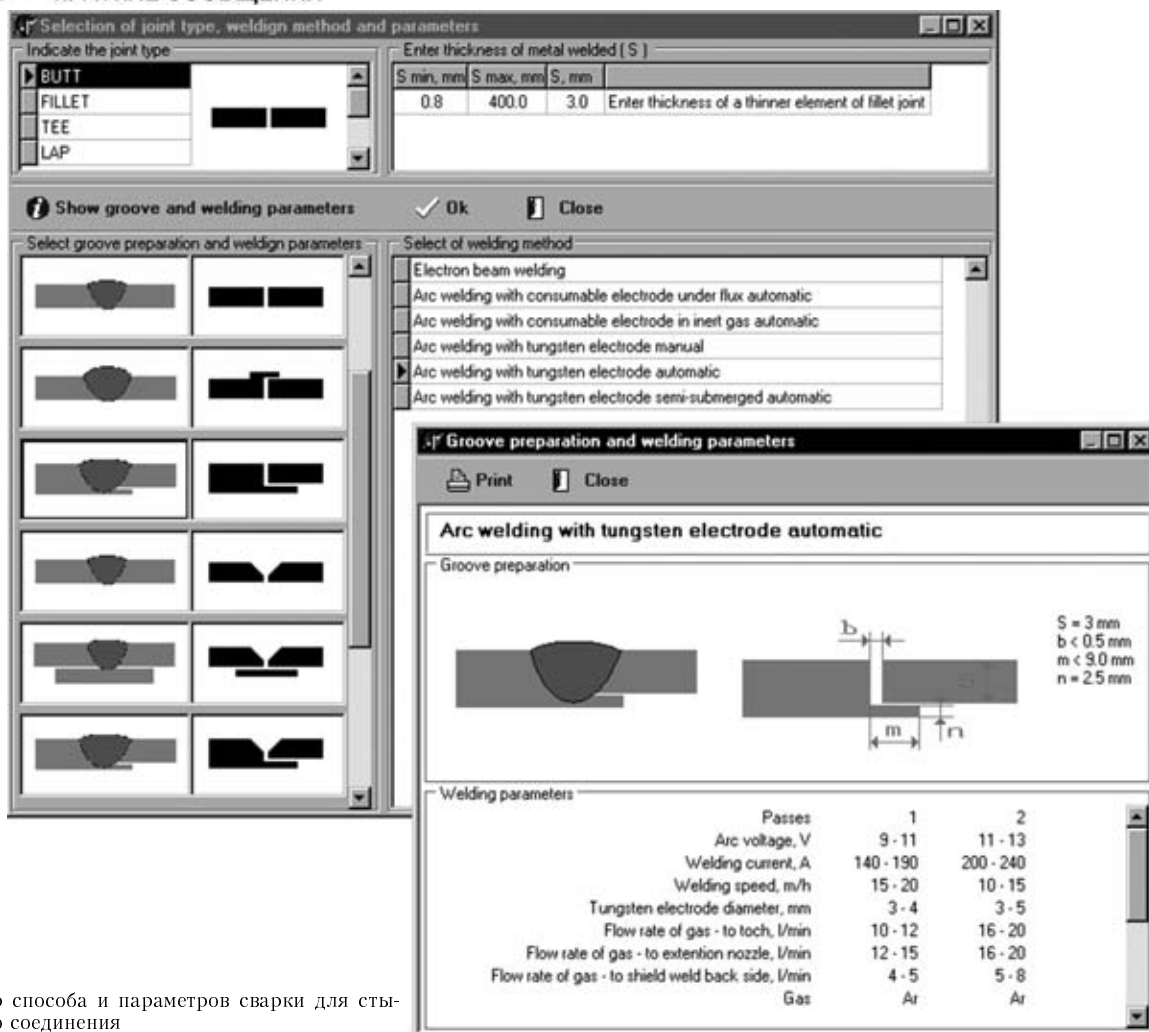
нений определяется корректным выбором способа и параметров сварки. Решение этой задачи может существенно облегчить использование специализированного программного обеспечения «Информационная система по сварке титана и его сплавов», разработанного в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

Предлагаемая информационная система (ИС) содержит информацию о способах и режимах сварки стыковых, угловых, тавровых и нахлесточных соединений титана толщиной 0,8...400 мм. В ИС имеются данные об электронно-лучевой сварке, восьми способах дуговой сварки и трех способах электрошлаковой сварки. В зависимости от вида соединения и толщины металла ИС предлагает пользователю один или несколько подходящих способов сварки. Например, при выборе стыкового соединения (рисунок) ИС выводит информацию об имеющемся диапазоне толщин свариваемых деталей (0,8...400 мм).

После того, как задана толщина свариваемых пластин (3 мм), программа предоставляет список способов сварки, по которым в базе данных имеется информация. В случае, приведенном на рисунке, сварку можно выполнить, например, электронным лучом, механизированной сваркой плавающим электродом под флюсом или в среде инертных газов, ручной или механизированной сваркой ТИГ, сваркой ТИГ погруженной дугой или сваркой с присадочной порошковой проволокой.

Для каждого способа сварки ИС предлагает один или несколько видов разделки кромок. Для каждого варианта разделки кромок программа предоставляет сведения о геометрических параметрах и условиях

\* По материалам доклада, заслушанного на Второй международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». — Кацивели, Крым, 13–17 сент. 2004.



Выбор способа и параметров сварки для стыкового соединения

сварки (например, режим сварки, диаметр вольфрамового электрода и проволоки, количество проходов, вид и расход защитного газа).

Информационная система также содержит справочную информацию о свойствах технического титана и его свариваемых  $\alpha$ , псевдо- $\alpha$ ,  $\beta$  и ( $\alpha + \beta$ )-сплавах. Данные включают: химический состав; физические свойства; механические свойства при нормальных и повышенных температурах; коррозионную стойкость в природных условиях и в агрессивных средах; механические свойства сварных соединений, полученные различными способами сварки; сведения о профилях проката и параметрах термообработки.

Система содержит также информацию о сварочных материалах (проволоках порошковых и сплошного сечения, вольфрамовых электродах и флюсах) и рациональных областях их применения.

Информационная система предусматривает возможность выбора сплава титана для сварных изделий с учетом условий их эксплуатации. В качестве параметров отбора сплавов могут быть заданы необходимый уровень прочности при заданной рабочей температуре с учетом возможных вариантов окружающей среды.

Информационная система также содержит раздел общей информации о сплавах титана, их применении и особенностях сварки.

Информационная система предназначена для конструкторов и инженеров, работающих в проектных, конструкторских организациях, которые занимаются сварными конструкциями из титановых сплавов и технологией их изготовления. Программа может быть также полезна при обучении студентов.

Программное обеспечение функционирует в среде Windows 9x/Me/2000, для установки требуется 15 МБт дискового пространства.

Possibilities of using specialised software for welding titanium and titanium alloys are considered. The offered information system contains data on methods and parameters for welding butt, fillet, T- and overlap joints of different thickness, on welding consumables (electrodes, wires, fluxes), as well as reference data on titanium alloys, allowing selection of titanium alloys depending upon the service conditions of a welded structure.

Поступила в редакцию 18.01.2005



У ДК 621.791.75.042

## ЭЛЕКТРОДЫ ДЛЯ РУЧНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫХ СТАЛЕЙ с 9 % ХРОМА\*

Л. С. ЗАХАРОВ, канд. техн. наук, А. Р. ГАВРИК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены краткие сведения по разработке покрытых электродов для сварки теплоустойчивых сталей с 9 % хрома. Электроды обеспечивают пониженное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле и высокие физико-механические свойства металла шва.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, теплоустойчивые стали, покрытые электроды, шлаковые системы, диффузионный водород, сварные соединения, механические свойства

Разработка новых конструкций энергоблоков повышенной мощности вызвана необходимостью увеличения рабочих параметров паровых котлов. Применение сверхкритических параметров (давление пара до 30 МПа, температура перегретого пара свыше 600 °С) обеспечивает повышение производительности на 10 %, уменьшение расхода топлива, ограничение выбросов в атмосферу вредных газов. В целом это позволяет снизить затраты при производстве электроэнергии на 15... 20 %.

Однако применяемые в настоящее время низколегированные хромомолибденовые стали типа 12ХМ, 15Х1МФ, 12Х2МФБ характеризуются жаропрочностью только до температуры 565 °С.

В последнее время в котлостроении за рубежом все более широко применяются стали с 8... 12 % хрома, дополнительно легированные никелем, молибденом, кобальтом, ванадием, ниобием. В Украине также начаты работы по освоению производства стали типа 10Х9НМФБ для изготовления труб, трубопроводов, кованных изделий и отливок деталей котлов. Повышение жаропрочности в данном случае обеспечивается путем дополнительного легирования стали ниобием (~0,05 %), ванадием и азотом (~0,06 %), сопровождающегося выделением мелкодисперсных упрочняющих карбонитридов ванадия и ниобия.

Разработанные ранее для сварки стали 10Х9НМФБ электроды марки ЦЛ-57 не обеспечивают требуемый уровень прочностных характеристик наплавленного металла — он существенно ниже, чем у стали 10Х9НМФБ (таблица). Сварные соединения, выполненные указанными электродами, требуют длительной термической обработки (760 °С, 10 ч). В связи с этим в ИЭС им. Е. О. Патона проведены исследования по разработке новых электродов.

Кроме традиционных трудностей, имеющих при сварке мартенситных сталей из-за их высокой склонности к образованию холодных трещин, в данном случае возникает еще необходимость обес-

печения прецизионного легирования металла, наплавленного ниобием и азотом. Поскольку в настоящее время существуют проблемы с освоением выпуска новых марок легированных сварочных проволок, при разработке новых электродов для сварки стали 10Х9НМФБ выбрали схему легирования металла шва через покрытие.

Предварительные расчеты показали, что для обеспечения требуемого химического состава наплавленного металла в электродном покрытии должно содержаться около 50 % порошков легирующих элементов и соответственно 50 % газошлакообразующих компонентов.

При сварке мартенситных сталей одним из основных требований является жесткое ограничение содержания диффузионного водорода в наплавленном металле. Для сварки хромистых сталей используют электроды с покрытием двух видов: карбонатно-флюоритным (электроды ЦЛ-32, ЦЛ-41, КТИ-9А и др.) и рутил-карбонатно-флюоритным (ЦЛ-51, ЦЛ-57). И в том, и в другом случае в покрытие вводится 30... 50 % плавикового шпата при содержании мрамора от 13 до 60 %. Для проверки возможности использования общеизвестных шлаковых систем изготовили опытные партии электродов с различным соотношением содержания мрамора, флюорита и рутила в покрытии. При этом их суммарное количество оставалось постоянным и составляло 50 % массы сухой шихты. Проведенные эксперименты показали, что из-за ограниченного содержания шлакообразующих не удалось снизить количество диффузионного водорода в наплавленном металле ниже 2 см<sup>3</sup>/100 г металла при любых соотношениях шлакообразующих компонентов.

В то же время при сварке электродами марки ОК 76.28 фирмы ESAB и марки FOXС9MV фирмы Boehler предназначенными для сварки стали Р91 (типа 10Х9НМФБ), содержание диффузион-

**Сравнение механических свойств стали и металла сварных швов, выполненных электродами ЦЛ-57 и АНЛ-4**

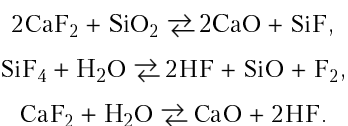
Объект исследования	Временное сопротивление, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость КСV, Дж/см <sup>2</sup>
Сталь 10Х9НМФБ	580...640	415...520	14	41
Электроды ЦЛ-57	539	343	18	49
Электроды АНЛ-4	789...814	669...693	12,8...16,0	42,6...53,3

\* Данный материал в виде доклада был заслушан на III Международной конференции по сварочным материалам стран СНГ (г. Днепрпетровск, 1-4 июня 2004 г.).

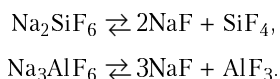


ного водорода не превышает  $1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . Таким образом, требовалось принять дополнительные меры для снижения количества диффузионного водорода в наплавленном металле.

Известно, что поглощение водорода жидким металлом снижается, если его связать в нерастворимый в жидком металле фтористый водород следующими реакциями:



Вероятность этих реакций особенно велика в температурном интервале  $1500\text{...}2500 \text{ }^\circ\text{C}$ . Представляет интерес использование сырьевых компонентов, обеспечивших бы образование газообразных соединений фтора еще на стадии нагрева покрытия. Такими компонентами могут быть кремнефтористый натрий и фторалюминат натрия, диссоциация которых происходит при температуре  $800\text{...}900 \text{ }^\circ\text{C}$ :



Это помогает не только связать водород, но и уменьшить парциальное давление водяного пара.

Для подтверждения указанного изготовили опытные партии электродов с различным содержанием кремнефтористого натрия и криолита. Испы-

тания показали, что при их содержании в покрытии  $25\text{...}30 \%$  количество диффузионного водорода в наплавленном металле снижается до  $0,8\text{...}0,9 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ . За основу выбрали рутил-карбонатно-криолитную систему покрытия, обеспечивающую более высокие сварочно-технологические характеристики электродов. На основании проведенных исследований разработаны электроды марки АНЛ-4.

Для определения служебных характеристик швов указанными электродами сварили стыки из стали 10Х9НМФБ толщиной  $20 \text{ мм}$ . Сварку выполняли с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры  $220\text{...}230 \text{ }^\circ\text{C}$ . При дефектоскопии стыков и в ходе металлографических исследований холодные трещины и другие дефекты металла шва не обнаружены. Механические свойства металла шва после термической обработки ( $720 \text{ }^\circ\text{C}, 2 \text{ ч}$ ) находятся на уровне основного металла (таблица).

Таким образом, разработанные электроды АНЛ-4 с рутил-карбонатно-криолитным покрытием, обеспечивает пониженное содержание диффузионного водорода в наплавленном металле. Кроме того, отличаются хорошими сварочно-технологическими характеристиками при сварке во всех пространственных положениях и обеспечивают удовлетворительные механические свойства металла шва при сварке теплоустойчивой стали 10Х9НМФБ.

Short information is given on development of coated electrodes for welding heat-resistant steels with 9%Cr. The electrodes provide a lower content of diffusion hydrogen in the deposited metal and high physico-mechanical properties of the weld metal.

Поступила в редакцию 27.12.2004

## НОВОСТИ ФИРМЫ «СЭЛМА»

### КРОМКОСКАЛЫВАЮЩАЯ МАШИНА

Производитель электросварочного оборудования ОАО Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА» (г. Симферополь) освоил производство высокоскоростных кромкоскалывающих машин типа МКС-18 для механической подготовки кромок под сварку листовых материалов, не имеющих аналогов в Украине.

Использование машин МКС-18 позволяет увеличить производительность труда, упрощает технологический процесс сборки и сварки металлоконструкций, а также минимизирует затраты труда при гарантии точного соответствия стандартам получаемой кромки.

**Принцип действия.** Заготовки небольшого размера подаются вручную. При обработке заготовок или конструкций больших размеров кромкоскалывающую машину закрепляют непосредственно на краю заготовки без применения дополнительных приспособлений. Затем оператору достаточно направить машину по кромке от начала и снять ее в конце обработки. Кромкоскалывающие машины

имеют автоматическую подачу за счет вращательного движения фрезы без дополнительных устройств. Обработка выполняется путем скалывания кромки специальной фрезой.





### ПОЛУАВТОМАТ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ ПДГО-422 (питание полуавтомата от сварочного напряжения)

Новый полуавтомат предназначен для полуавтоматической сварки сплошной и порошковой проволокой в среде защитных газов. Идеален для использования в судостроении и судоремонте.

Новый подающий механизм ПДГО-422 подключается к источнику только через один сварочный кабель, без кабеля управления.

Плата управления подающего механизма питается от сварочного напряжения, что позволяет исключить многожильный кабель управления, который создает проблемы при работе в жестких монтажных условиях.

### МАШИНА ДЛЯ КОНТАКТНОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКИ МТ-801

МТ-801 предназначена для контактной точечной сварки изделий из малоуглеродистых и низколегированных сталей на переменном токе.

Машина состоит из вертикально расположенного корпуса, в котором установлен силовой блок, блока управления, системы ножного педального привода сварочных электродов.

Система привода оснащена регулятором усилия сжатия электродов, датчиком автоматической синхронизации момента оптимального сжатия и включения тока.

Принцип работы машины основан на протекании сварочного тока установленной величины через сжатые с необходимым усилием детали в течение заданного времени. Сжатие деталей между электродами осуществляется с помощью педали с ножным приводом. Машина может использоваться как в серийном производстве при сварке тонколистовых конструкций (корпуса, оболочки, обшивки) в машиностроении, так и при строительном монтаже (сварка арматуры), а также при ремонтно-восстановительных работах.



## ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



**Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.  
Е. А. Астахов (ИЭС) защитил 30 марта 2005 г. докторскую диссертацию на тему «Научно-технологические основы управления свойствами детонационных покрытий».**

Диссертантом на основе теоретических и экспериментальных исследований разработан системный подход управления качеством детонационных покрытий, который включает этапы выбора характеристик порошка и состава рабочей газовой смеси, формирования газопорошковой смеси, регулирования параметров импульсного двухфазного потока, обеспечения необходимых условий контактного взаимодействия при формировании покрытия, которые связаны с типом напыляемого материала и заданных служебных свойств напыленного слоя.

К числу важных результатов, вынесенных на защиту, относятся: оценка термодинамических параметров при детонации

газовых смесей, установление концентрационных соотношений взрывных смесей, обеспечивающих стойкий детонационный режим сгорания смеси в стволе установки для нанесения покрытий; обоснование применения при детонационном напылении горючего газа — пропан-бутана.

На основе новых научно-технических и конструкторских решений разработаны системы: газораспределения и смешивания компонентов рабочей газовой смеси, дозирования и подачи напыляемого порошка; формирования направленного движения двухфазного газового потока; защиты от обратных ударов; управления и регулирования процессом и оперативной диагностикой технологического процесса. На этой основе предложен комплексный подход к созданию промышленного автоматизированного комплекса для нанесения разнофункциональных покрытий.

Результаты теоретических и экспериментальных исследований использованы при внедрении оборудования и технологии детонационного напыления применительно к конкретным изделиям на ряде предприятий Украины, России, Литвы, Эстонии, Финляндии и Словакии.



## ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА\*

**Способ изготовления биметалла для вкладышей подшипников скольжения**, отличающийся тем, что пакет собирают из слоев стали и омедненной с двух сторон бронзы. Патент РФ 2244612. Ю. В. Плужников, А. В. Колмаков, М. Н. Тюлин и др. (ОАО «Завод подшипников скольжения») [2].

**Способ сварки стыков трубопроводов**, отличающийся тем, что после сборки стыка и центрирования выполняют подогрев концевой участка трубы длиной примерно 50 мм, изготовленной с отрицательным допуском, до выравнивания его диаметра с диаметром конца трубы, изготовленной с положительным допуском, для чего на конец трубы, изготовленной с отрицательным допуском, устанавливают нагреватель. Патент РФ 2244613. С. В. Пыльнов, В. И. Хоменко, К. П. Быковец (ООО «Современные Технологии для Газа и нефти») [2].

**Шихта для экзотермической наплавки стальных деталей**, отличающаяся тем, что в качестве оксида железа взята окалина после дробеструйной обработки стальных деталей, прошедших термическую обработку, а грануляция порошков оксида железа и алюминия составляет 10...40 мкм, причем компоненты взяты в следующем соотношении, мас. %: 68...71 окислы после дробеструйной обработки стальных деталей; 29...31 алюминия; 0,4...0,6 соды. Патент РФ 2244614. Н. Н. Кувшинова, Ю. В. Казаков (Тольяттинский госуниверситет) [2].

**Электрод для дуговой сварки, состоящий из металлического стержня и двухслойного покрытия**, отличающийся тем, что один из слоев покрытия содержит шлакообразующие и газообразующие компоненты, а другой слой состоит из активирующих компонентов, способствующих контрагированию сварочной дуги. Патент РФ 2244615. Ю. В. Казаков, С. Г. Паршин, А. П. Захаренко (То же) [2].

**Способ дуговой сварки, при котором сварку ведут на переменном токе повышенной частоты в условиях действия производственных магнитных полей**, отличающийся тем, что смену полярности тока осуществляют в зависимости от величины возмущающего воздействия внешнего магнитного поля в момент достижения критического отклонения дуги от соосного с электродом положения, который определяют путем сравнения напряжения на дуге с опорным напряжением в интервале периода протекания тока соответствующей полярности. Патент РФ 2245231. Б. Александров, А. С. Гордынец, Р. И. Дедюх и др. (Томский политехнический университет) [3].

**Способ регулирования источника сварочного тока с резонансным контуром**, выполненным в виде последовательно-параллельного преобразователя, при котором посредством управляющего устройства управляется мостовая схема, образованная отдельными переключающими элементами, и через мостовую схему снабжается потребитель, в частности, сварочный процесс, энергией, в частности, импульсами напряжения и тока от источника энергии. Приведены и другие известные отличительные признаки. Патент РФ 2245232. Х. Ангнер (Фрониус Интернациональ ГмБХ, Австрия) [3].

**Устройство для подачи проволоки с соединителем**, содержащее несущий кронштейн, подающий ролик, приводимый напрямую или опосредованно, и прижимной ролик, установленный на прижимном рычаге, положение которого может быть зафиксировано с помощью фиксирующего рычага, которые действуют как устройство для подачи проволоки, дополнительно со-

держашее корпус, выполняющий функцию соединителя для передачи сварочного тока, сигналов управления, защитного газа и для продвижения вперед электродной проволоки. Приведены и другие известные отличительные признаки. Патент РФ 2245233. Л. Керекеш, Л. Месарош, А. Натта (Венгрия) [3].

**Способ резки тканой проволочной сетки малоамперной плазменной дугой**, отличающийся тем, что закрепление сеточного полотна осуществляют посредством подкладной плиты с каналами и прижимной панели с пазами путем его зажима между ними, а разрезание осуществляют в среде защитного в пространстве, ограниченном стенками соосно расположенных каналов плиты, пазов прижимной панели и соплом микроплазменного резака, малоамперной плазменной дугой, путем ее перемещения вдоль паза прижимной панели. Патент РФ 2245234. А. Г. Астафьев (ОАО «НПК «ИРКУТ») [3].

**Способ стыковой сварки стальных полос**, включающий сближение торцевых кромок полос, сварку пропуском через них сварочного тока и осадку после сварки, отличающийся тем, что величину сварочного тока определяют по зависимости  $I_c = i_{уд} V$ , где  $I_c$  — величина сварочного тока, А;  $i_{уд}$  — удельная плотность тока, равная 0,52...0,56 А/мм<sup>2</sup>;  $V$  — объем оплаваемого металла полос, мм<sup>3</sup>, а осадку ведут величиной, определяемой по зависимости  $\Delta_c = K\delta$ , где  $\Delta_c$  — величина осадки, мм;  $K$  — эмпирический коэффициент, равный 1,45...1,75;  $\delta$  — толщина полос, мм. Патент РФ 2245235. В. Н. Урцев, Д. М. Хабибуллин, С. И. Платов (ООО «Сорби стил») [3].

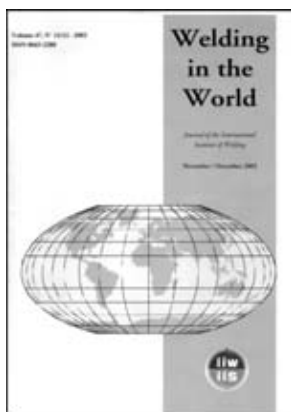
**Цифровой дозатор электроэнергии для точечной сварки**, отличающийся тем, что имеет двоиочно-десятичный преобразователь кода, устройство сравнения кодов, блок задания числа квантов электроэнергии и последовательно соединенные импульсный интегратор и двоичный счетчик числа квантов электроэнергии, к выходу которого подключены блок индикации текущего значения электроэнергии и двоично-десятичный преобразователь кода, а к входу устройства сравнения кодов подключены двоично-десятичный преобразователь кода и блок задания числа квантов электроэнергии. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2245236. А. П. Попов, А. О. Чугулёв, А. Ю. Власов (Сибирская государственная автомобильно-дорожная академия) [3].

**Электродержатель для ручной дуговой сварки**, отличающийся тем, что токоподводящая втулка с узлом соединения со сварочным кабелем выполнена из набора трубок, причем трубка, в которой установлен прижимной стержень, и трубка, в которой установлен кабель, образуют узел соединения со сварочным кабелем, а изолирующая рукоятка снабжена по всей длине лысками, которые в сечении образуют внешний контур, форма которого близка к овалу, большая ось которого параллельна плоскости установки электрода. Патент РФ 2245768. С. Н. Аникин, В. К. Арцыбашев [4].

**Устройство для герметизации контактно-стыковой сваркой трубчатых изделий**, отличающееся тем, что оно снабжено автономными приводами, а цапга зажима трубы и электрод-держатель заглушки имеют коаксиальные, электрически изолированные друг от друга тяги, расположенные в сквозном канале камеры и связанные с упомянутыми автономными приводами. Патент РФ 2245769. А. А. Градович, М. Г. Зарубин, А. М. Куркин и др. (ОАО «Новосибирский завод концентратов») [4].

\* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях РФ «Изобретения. Полезные модели» за 2005 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).





## ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ\*

*MATERIALS SCIENCE and TECHNOLOGY (Англия). — 2003. — Vol. 19, № 10 (англ. яз.)*

**Jouni F. E. Al., Sellars S. M.** Повторная кристаллизация после горячего деформирования двухфазных нержавеющих сталей, с. 1311–1320.

**Sinclair C. W. et al.** Неоднородная деформация двухфазного никель-вольфрамового сплава, с. 1321–1329.

**Yokoyama T.** Ударные характеристики стыковых соединений, выполненных сваркой трением, между сплавом алюминия 6061-T6 и нержавеющей сталью типа 304, с. 1418–1426.

**Li X. Y., Dong H.** Влияние закалки на коррозионные свойства аустенитной нержавеющей стали, с. 1427–1434.

*MATERIALS SCIENCE and TECHNOLOGY (Англия). — 2003. — Vol. 19, № 12 (англ. яз.)*

**Fras E. et al.** Теоретическая модель неоднородного зарождения зерен в процессе кристаллизации, с. 1653–1660.

**Wang Z. Q. et al.** Микроструктура и ее влияние на характеристики рафинирования лигатур AlTiC, с. 1709–1714.

**Choi Y.-S., Kim J.-G.** Трещинообразование вследствие коррозии под напряжением и водородного охрупчивания свариваемой стали, стойкой к атмосферной коррозии, в смоделированной окружающей среде кислотности дождя, с. 1737–1745.

*PRAKTIKER (Германия). — 2004. — № 8 (нем. яз.)*

**Tatter U., Wilke E.** Опасная транспортировка горючих газов для сварки, с. 230–233.

**Kepplinger M., Weigerstorfer C.** Сварка тандемом трубопроводов в арктических условиях, с. 234–237.

**Zwatz R.** Заседание технического комитета, с. 240–242.

**Hoff A.** Новая версия DIN EN 287-1 2004 г. со множеством изменений, с. 242.

**Preub T.** Надежное производство — применение роботов не только для контактной сварки, с. 244–245.

**Ludtke G., Jurdeczka L.** Реставрация памятника в Трентов-парке с точки зрения сварочной техники, с. 246–250.

**Chero** ожидают от выставки сварочной техники в Магдебурге в 2004 г., с. 251–253.

**Otto F.** Опасность сварочных работ вблизи легковоспламеняющихся веществ, с. 253.

*RIVISTA ITALIANA DELLA SALDATURA (Италия). — 2004. — An. LVI. — № 3 (итал. яз.)*

**Penasa M.** Анализ применения методов лазерной сварки в судостроении, с. 319–319.

**Volpone M. L. et al.** Последние разработки в области сварки трением с перемешиванием, с. 331–339.

**Schroter F.** Термомеханические канатные стали — отчет о стоимости производства/преимуществах конструкций из современных сталей, с. 341–346.

**Liberati G. P. et al.** Исследование образования сварочных дымов при дуговой сварке под флюсом в защитной среде CO<sub>2</sub>, с. 349–357.

**Salvini P. et al.** Виды разрушения точечных швов при единичной нагрузке, с. 359–368.

**Donog P., Hong J. K.** Эталонные кривые Веллера для усталости сварных швов трубопроводов и сосудов, с. 371–379.

*SCIENCE and TECHNOLOGY of WELDING and JOINING (Англия). — 2003. — Vol. 8, № 6, December (англ. яз.)*

**De A., Walsh C. A. et al.** Прогнозирование скорости охлаждения и микроструктуры точечных швов, выполненных лазерной сваркой, с. 391–399.

**Joseph A., Harwig D. et al.** Измерение и расчет мощности дуги и коэффициента теплопередачи при импульсной сварке МИГ, с. 400–406.

**Madhusudhan Reddy G., Mohandas T. et al.** Исследование образования холодных трещин в сварных изделиях из низкоуглеродистой стали — влияние химсостава присадочного металла, с. 407–414.

**Le Meur G., Bourouga B. et al.** Измерение параметров контакта электрода к поверхности раздела листа в процессе контактной точечной сварки, с. 415–422.

**Tseng K. H., Hsieh S. T. et al.** Влияние параметров процесса микроплазменной дуговой сварки на морфологию и качество швов торцевого соединения из нержавеющей стали, с. 423–430.

**Farson D. F., Chen J. Z. et al.** Контроль выплеска при контактной точечной сварке единичных изделий, с. 431–436.

\* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона.





**Kadioglu F., Es-Souni M.** Использование тонких склеиваемых материалов в клеевых соединениях при разных режимах нагружения, с. 437–442.

**Xue W., Kusumoto K. et al.** Анализ акустических характеристик плазменно-дуговой резки, с. 443–449.

**Liu H. J., Fujii H. et al.** Механические характеристики соединений из алюминиевого сплава 1050-H24, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с. 450–454.

**Reynolds A. P., Tang W. et al.** Сварка трением с перемешиванием стали ДН36, с. 455–460.

**McLean A. A., Powell G. L. F. et al.** Сварка трением с перемешиванием магниевого сплава AZ13B с алюминиевым сплавом 5083, с. 462–464.

*SCHWEISSEN und SCHNEIDEN (Германия). — 2004. — № 7 (нем. яз.)*

**Hartman G. F.** Трудности экономического подъема, с. 316.

**На мероприятии «День техники» в Дюссельдорфе** был представлен самый длинный сварной валик в мире, с. 317.

**Электронно-лучевая** сварочная установка на выставке в Магдебурге, с. 320.

**Линде** празднует 125-летний юбилей, с. 322–323.

**Neudel J.** Проблемы при сварке МАГ материалов S460M и S460ML, с. 326–330.

*Новое в сварочной технике в 2003 г.*

Способы и средства производства; сварка трением; низкотемпературная пайка; соединение давлением; микросоединение; термическое напыление; роботы и системотехника; процессы измерения, управления и сенсора; стандартизация и нормативы

**Matthes K.-J., Kleinen H. et al.** Техника склеивания, с. 331–345.

**Zerbst U., Hübner P.** Оценка дефектов сварных соединений на основе механики разрушения, с. 346–352.

**Zwatz R.** Датированные и недатированные ссылки в стандартах и других нормативных документах, с. 353–354.

**Сварка** в аппаратостроении и сосудостроении, с. 354–364.

*SCHWEISS- & PRUFTECHNIK (Австрия). — 2004. — № 7/8 (нем. яз.)*

**Ввод** в действие нового производства порошковой проволоки австрийской фирмы «Бёлер» в Капфенберге, с. 103.

**Порошковая** проволока, с. 105–107.

**На мероприятии «День техники» в Дюссельдорфе** был представлен самый длинный валик в мире, с. 107.

**Дискуссии** и обмен опытом в рабочих группах в Мюнхене 10 февраля 2004 г., с. 108–111.

**Повышение** долговечности коленчатых валов, с. 112.

**Walter H.** Курсы по технологии сварки в Линце, с. 113.

**Очередное** собрание Австрийского общества сварочной техники, 2004 г., с. 114.

**Новые** стандарты, с. 115.

*SOUDEGE et TECHNIQUES CONNEXES (Франция). — 2003. — Vol. 57, № 9/10 (франц. яз.)*

**Carbonell L.** Введение в металлургию и металлургию сварки, с. 2–9.

**Wiesner S., Rethmeier M., Wohlfart H.** Сварка МИГ и лазерная сварка изделий, литых под давлением с пластически деформированными профилями из сплавов алюминия, с. 10–14.

*SOUDEGE et TECHNIQUES CONNEXES (Франция). — 2003. — Vol. 57, № 11/12 (франц. яз.)*

**Le Bourgeois B.** Дуговая сварка. Понятия, связанные с электричеством, употребляемые при сварке  
**Электродуговая** сварка. Электрооборудование сварочного рабочего поста, гигиена и техника безопасности при электродуговой сварке, с. 3–31.

**Подготовка** к предстоящей 26–30 октября 2004 года Международной выставке в Ганновере «EURO-BLECH 2004», с. 33–36.

**Соединение/монтаж** — статистические данные за 2002 г., с. 39–40.

*WELDING and CUTTING (Германия). — 2004. — № 4 (англ. яз.)*

**Chipperfield F. A., Dunkerton S. A.** Методы сварки и соединения применительно к полимерным медицинским приборам, с. 208–209.

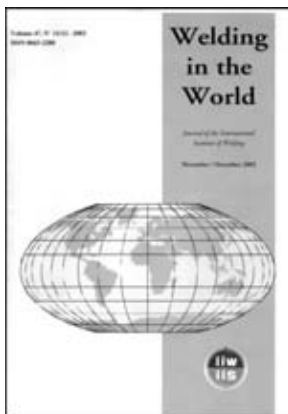
**Zwatz R.** Значит ли что-нибудь Венская конвенция для сварочной технологии?, с. 210–211.

**Aichele G., Nickenig L.** Лазерная резка — от резки под высоким давлением к здоровьей безопасности, с. 212–217.

**Zah M. F., Eireiner D.** Сварка трением с перемешиванием с использованием фрезерного станка с ЧПУ, с. 220–223.

**Zenner H., Grzesiuk J.** Влияние подготовки и выполнения сварных швов алюминиевых высококачественных конструкций стойких к усталости, с. 224–227.

**Bach F.-W. et al.** Приварка шпилек вытянутой дугой для подводного применения, с. 233–238.





**Wielage B. et al.** Напыленные покрытия с оптимизированной теплопередачей для износозащитных областей применения, с. 244–249.

**Dilthey U. et al.** Распространение и применение клеев без наполнителя в микродиапазоне, с. 250–254.

*WELDING in the WORLD (Франция). — 2003. — Vol. 47, № 7/8 (англ. яз.)*

**Baylac G., Boucher C.** Благоприятное влияние испытаний при повышенном давлении на перераспределение остаточных напряжений и притупление трещин, с. 8–24.

**Potente H., Karger O., Fiegler G.** Склонность к нагреву пластмасс в микроволновой области — исследования прямой и косвенной микроволновой сварки, с. 25–30.

**Hahn O., Jendry J.** Оценка моделей для определения деформации клеевых соединений тонколистовых стальных материалов в процессе выздоровления, с. 31–38.

*WELDING in the WORLD (Франция). — 2003. — Vol. 47, № 11/12 (англ. яз.)*

**Nicholas E. D.** Технология обработки трением, с. 2–9.

**Thomas W. M., Staines D. G., Norris I. M. et al.** Сварка трением с перемешиванием — инструменты и разработки, с. 10–17.

**Shinoda T.** Новейшие темы по технологии сварки трением с перемешиванием в Японии, с. 18–23.

**Terasaki T., Akiyama T.** Механические характеристики соединений при сварке трением с перемешиванием, с. 24–31.

**Mononen J., Siren M., Hanninen H.** Сравнение стоимости алюминиевых панелей, сваренных способом сварки трением с перемешиванием и способом сварки МИГ, с. 32–35.

*WELDING in the WORLD (Франция). — 2003. — Vol. 47, Special Issue (англ. яз.)*

**Международная конференция МИС «Сварные конструкции в градостроительстве».** Бухарест, Румыния, 10 июля 2003 г.

**Maddox S. J.** Ключевые направления разработок в области расчета усталости сварных конструкций, с. 7–40.

**Секция 1:** Сварные конструкции, подверженные усталостным нагрузкам, с. 43–122.

**Секция 2:** Трубопроводы на городской территории, с. 141–183.

**Секция 3:** Здания — статическая прочность и разрушение, с. 201–229.

*WELDING JOURNAL (США). — 2004. — Vol. 83, № 8 (англ. яз.)*

**Johnsen M. R.** Ремонтная сварка позволяет сэкономить миллионы долларов в авиационной промышленности США, с. 28–31.

**Автоматизация** погрузочно-разгрузочных операций, с. 33–34.

**Charman N.** Выгодное использование инновационной технологии ремонта на атомной электростанции, с. 36–38.

**Орбитальная** сварка применительно к системам водоснабжения высокой чистоты, с. 39–41.

**Oosterkamp A. et al.** Явление «несплошности соединения» в сварных швах, выполненных в твердой фазе на алюминиевых сплавах, с. 225–231.

**Fu L., Du. S. G.** Определение металлургических свойств алюминиевого сплава под воздействием внешнего электростатического поля, с. 232–236.

*WELDING TECHNOLOGY (Япония) Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2003. — Vol. 51, № 8 (яп. яз.)*

**Item Y. et al.** Системы оптимизации производства с использованием моделей сварочных деформаций. Управление температурными деформациями, с. 55–61.

**Результаты** анкетирования по внедрению информационных технологий в производство, с. 64–69.

**Влияние** мониторинга на занятость персонала в сварочных системах в производстве танкеров, с. 70–72.

**Влияние** систем обработки изображений на занятость персонала и продолжительность рабочего цикла, с. 73–75.

**Применение** баз данных по серийной и специальной продукции от компьютерного проектирования до контроля качества сварки, с. 76–78.

*Специальный выпуск*

**Yokoyma Y.** Заводские методы контроля сварки, с. 80–88.

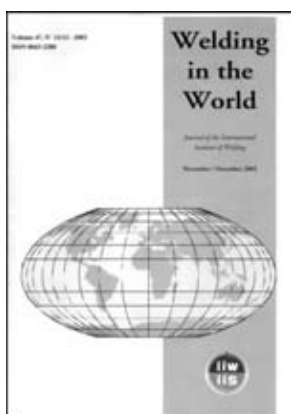
**Mukai A.** Обеспечение качества сварки стальных строительных конструкций, с. 89–94.

**Toshihiro Miike.** Технологический контроль и контроль качества швов на стальных строительных конструкциях, с. 95–94.

**Shimura Y.** Обеспечение качества швов на стальных строительных конструкциях на этапе выбора сварочных материалов, с. 104–103.

**Nakagomi T.** Вертикальная сварка роботами строительных конструкций. Анализ механических свойств полученных швов, с. 109–113.

**Miura S.** Способ оптимизации применения выводных планок. Результаты ультразвуковой дефектоскопии, с. 114–118.





*Вопросы и ответы*

- Hiraishi M.** Технологии напыления. Основные направления развития современного напыления, с. 119–121.  
**Tabuchi K.** Контроль качества Системы периодического контроля для комбинированных способов сварки, с. 122–125.  
**Деятельность** Японского сварочного общества в 2003 г., с. 127.

*WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2003. — Vol. 51, № 9 (яп. яз.)*

- Inada T.** Расчет сейсмостойкости небоскребов и сварочные технологии, с. 57–64.  
**Wada H.** Аварии, разрушения и инженерная этика, с. 66–70.  
**Yoshikawa M.** Уроки разрушений на фирме «Сумитомо металл индастриз», с. 71–76.  
**Koyama K. et al.** Создание баз данных по теории разрушений и их экспериментальное применение, с. 77–85.

**Уроки** разрушений на примере возврата автомобилей, с. 86–90.

*Специальный выпуск. Оригинальные идеи японских фирм*

- Усовершенствование** сварки путем использования соединительной муфты, с. 92–95.  
**Усовершенствование** вертикальной сварки кровельных конструкций, с. 96–98.  
**Устройства** для предупреждения разбрызгивания, с. 99.

**Yamamoto S.** Сварка в мире. Обучение по Интернету, с. 103.

**Роботизированная** обработка. Ч. 1. Способы программирования роботов, с. 104–107.

**Производственные** визиты. Ноу-хау изготовления штучной продукции, с. 108–111.

**Shimada H. et al.** Технические пояснения. Повышение скорости лазерной сварки, с. 112–116.

**Текущие** пояснения. Охрана труда и пылезащитные мероприятия, с. 117–121.

**Тенденции** в промышленности. Сварочная промышленность в Японии за последние 10 лет, с. 122–133.

**Takechi S.** Виртуальное производство Ч. 1. Теория виртуального производства, с. 134–138.

*WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2003. — Vol. 51, № 10 (яп. яз.)*

**Политика** защиты прав интеллектуальной собственности, с. 55–58.

**Omoto A., Shitara C.** Техническое обслуживание и НРК в атомной энергетике, с. 60–66.

**Shiba K. et al.** Наружный мониторинг строительных конструкций с помощью оптоволоконных сенсоров, с. 67–72.

**Sakamoto N.** Ремонт стационарных складских резервуаров, с. 73–77.

**Yamamoto S.** Сварка в мире. Выбор сварочных материалов для трубопроводов морских платформ, с. 78.

*Специальный выпуск. Современные проблемы резки*

**Fujii T.** Создание баз данных по мастерству резания, с. 86–90.

**Syooyama O.** Точность резки и контроль качества в мостостроении, с. 91–97.

**Производственные** визиты. Повышение точности и мастерства выполнения операций по сварке и резке, с. 98–101.

**Nishikawa S.** Вопросы и ответы. Роботизированная обработка. Ч. 2. Проектирование последовательности работы робота, с. 102–106.

**Текущие** пояснения. Сертификация по НРК, с. 107–112.

**Takechi S.** Виртуальное производство. Ч. 2. Система SODAS, с. 113–122.

**Araya T.** Курсы лекций по лазерному оборудованию. Что такое лазер?, с. 123–129.

**Аттестационные** тесты, с. 131–146.

*WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2003. — Vol. 51, № 11 (яп. яз.)*

**Обсуждение** политики управления при допущении риска на уровне проектирования сварных конструкций, с. 55–58.

*Решение проблемы. Новые разработки в области лазерной обработки*

**Saitou S.** Сварка мотоциклетных рам комбинированными лазерами, с. 60–64.

**Makino Y. et al.** Применение гибридной CO<sub>2</sub>-лазерной сварки МИГ для изготовления сосудов из нержавеющей стали, с. 65–73.

**Yasui K.** Разработка мощных ИАГ-лазеров с диодной накачкой и их применение, с. 70–74.

**Okuda M.** Роботизированные системы для лазерной обработки, с. 75–80.

**Hackl H., Himmelbauer K.** Оцифровка управления автоматической сваркой алюминия в автомобильной промышленности, с. 96–100.

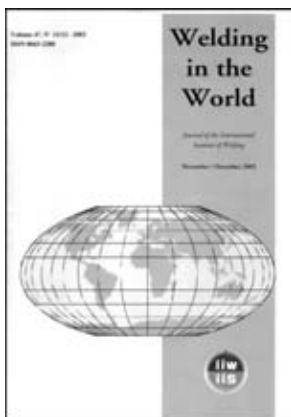
**Narada S., Masuki K.** Оцифровка роботизированных систем для дуговой сварки, с. 101–111.

**Ishida T.** Вопросы и ответы. Оборудование для резки. Ч. 3. Неисправности и нарушения, с. 113–116.

**Hamamoto K.** Применение оцифровки в сварке. Разработка и примеры применения, с. 122–126.

**Производственные** визиты. Мастерство пайщика и качество продукции, с. 117–120.





WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society. — 2003. — Vol. 51, № 12 (яп. яз.)

**Sejima I., Yasuda K., Kanda S.** Приобретение навыков выполнения дуговой сварки с помощью анализа возможностей сварщика и баз данных, с. 53–61.

*Решение проблемы. Файлы данных на специальные сварочные материалы*

**Алюминий**, с. 64–70.

**Титан**, с. 71–75.

**Нержавеющая сталь**, с. 76–85.

**Чугун**, с. 86–87.

**Разнородные материалы**, с. 88–92.

*Специальный выпуск. Повышение эффективности дуговой сварки*

**Tsukamoto M., Hatano I. et al.** Сплошная проволока для сварки в CO<sub>2</sub>, разработанная для режимов с высокой погонной энергией и температурой между проходами, с. 93–96.

**Mita T.** Источники питания с формой волны для высокоэффективной сварки, с. 99–109.

**Sadahiro K., Matsumura H.** Повышение эффективности роботизированной сварки в строительстве путем создания одного столба из двух дуг, с. 110–119.

**Kobayashi K., Nishimura Y., YuukiMasao M. et al.** Повышение эффективности сварки ТИГ при использовании двух электродов, с. 120–124.

**Nishikawa S.** Вопросы и ответы. Роботизированная обработка. Принцип работы робота, с. 125–129.

**Yamamoto S.** Сварка в мире. Разработка ремонтных сварочных технологий для энергетики, с. 129.

**Производственные визиты.** Сварка котлов на судостроительном заводе, с. 130–132.

**Wakabayashi N.** Тенденции в технологии. Качество мостов для высокоскоростных магистралей, с. 133–138.

**Araya T.** Курс лекций по лазерному оборудованию. Ч. 3. Лазерная сварка, с. 139–147.

*Welding Research Council. Bulletin 480. April 2003.*

**Li L. et al.** Влияние фосфора и серы на склонность к образованию горячих трещин в сварных швах из нержавеющей аустенитной стали, с. 26.

*Welding Research Council. Bulletin 481. May 2003.*

**Влияние** термообработки после сварки и вязкости в надрезе на сварные соединения и на свойства нормализованного основного металла из стали А 516(ч. 1 — Orig K. et al.), (ч. 2 — Uritis E.), с. 83.

*Welding Research Council. Bulletin 482. June 2003.*

**Anderson T. L. et al.** Специальные конечные элементы коленчатых патрубков и отводов трубопроводов при высоких температурах с ползучестью, с. 23.

*Welding Research Council. Bulletin 483. July 2003.*

**Saxena A. et al.** Рост трещин ползучести — оценка дефектов в жаропрочных компонентах, с. 119.

СВАРОЧНОЕ ПРОИЗВОДСТВО (Россия). — 2004. — № 9 (836) (рус. яз.)

**Сорокин Л. И.** Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов (обзор). Ч. 1, с. 3–7.

**Муравьев В. И., Матвиенко Д. В.** Обеспечение несущей способности сварных титановых конструкций, с. 7–14.

**Коротынский А. Е., Махлин Н. М., Полосков С. И.** Функциональная надежность современного сварочного оборудования, с. 15–18.

**Булков А. Б., Пешков В. В., Батищев А. А. и др.** Оптимизация микроструктуры заполнителя титановых диффузионно-сварных тонкостенных слоистых конструкций, с. 18–21.

**Лучкин Р. С., Перевезенцев Б. Н.** Деформирование композиционного припоя ПОС 61 в условиях постоянной нагрузки, с. 22–25.

**Пузряков А. Ф.** Управление остаточными напряжениями в плазменных покрытиях, с. 26–30.

**Генкин И. З.** Сварка и термическая обработка стыков железнодорожных рельсов на индукционных установках, с. 31–36.

**Еремин Е. Н.** Повышение качества формирования швов при электрошлаковой сварке кольцевых заготовок, с. 37–39.

**Синолицын Э. К.** Особенности применения модифицированных струй для газопламенного напыления, с. 40–42.

**Лавров А. И., Ловырев П. Б., Бабкин В. А. и др.** Внепечная объемная термическая обработка корпусного оборудования нагревом изнутри, с. 43–44.

**Николаев А. И., Герасимова Л. Г., Петров В. Б. и др.** Титановое и титано-редкометальное сырье Кольского полуострова для производства сварочных материалов, с. 45–49.

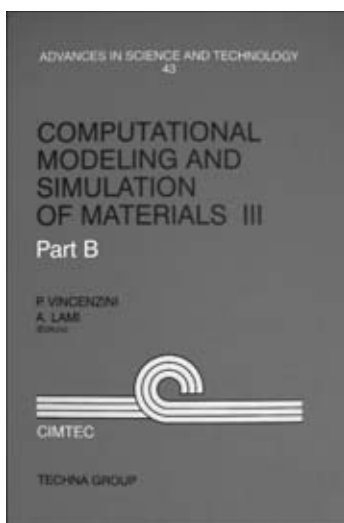
**Суслов А. А.** Выставка «Перспективные технологии XXI века», с. 52–54.

**Всероссийская конференция сварщиков «Сварка и контроль — 2004»**, с. 55.





## НОВЫЕ КНИГИ



**COMPUTATIONAL MODELING and SIMULATION of MATERIALS (КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИМИТАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ):** Труды III Международной конференции, Ачиреале, Сицилия, Италия, 30.05–04.06.2004. — 672 с., формат 164×240 мм.

С книгой можно ознакомиться в редакции журнала «Автоматическая сварка».

Разделы книги включают четыре секции.

**Секция D** — «Компьютерное синтезирование и производство материалов», 19 докладов.

**Секция E** — «Моделирование и имитация характеристик материалов, используемых в производстве и эксплуатации сов-

ременных устройств и узлов», 18 докладов.

**Секция F** — «Компьютерное моделирование в производстве и исследовании материалов», 10 докладов.

**Секция G** — «Применение компьютерных методов в металлургии».

**Секция G1** — «Моделирование литья металлов в процессе кристаллизации», 14 докладов.

В секции **G2** «Моделирование процессов сварки и соединения» были представлены следующие доклады:

**1.** Имитирование лазерной сварки в производственных процессах (M. F. Zaeh, F. Auer, S. Roeren).

Технический ун-т Мюнхена, Германия.

**2.** Компьютерное конструирование расплава для металлической вставки при соединении прозрачной жидкой фазы (K. Nishimoto\*, K. Saida\*, R. Sakamoto\*\*).

\*Университет г. Осака, Япония. \*\*Ishikawajima-Harima Heavy Industries, г. Иокогама, Япония.

**3.** Моделирование и динамическая имитация лазерной сварки (W. Schulz\*, J. Michel\*\*, U. Eppelt\*\*, C. Maier\*\*\*).

\*Фраунгоферовский ин-т лазерной техники, Аахен, Германия. \*\*Кафедра лазерной сварки технической школы, Аахен, Германия. \*\*\*Гидро-алюминий, Бонн, Германия.

**4.** Моделирование напряжений и деформаций при локальном вводе тепла (N. Enzinger)

Ин-т исследования материалов, сварки и штамповки, Грац, Австрия.

**5.** Моделирование механических свойств и свойств процесса переноса при сварке сопротивлением (точечной) новых сверхлегких сэндвич-листов из нержавеющей стали (J. C. Tan\*, S. A. Westgate\*\*, T. W. Clyne\*).

\*Ун-т Кембриджа, Великобритания. \*\*Британский ин-т сварки, Кембридж, Великобритания.

**6.** Моделирование физических механизмов при лазерной сварке с глубоким проплавлением (H. Hugel, F. Dausinger, P. Berger)

Ин-т лучевых технологий, Ун-т Штутгарта, Германия.

**7.** Эксперименты в условиях микрогравитации для компьютерной имитации сварки (H. Fujii, T. Matsumoto, K. Nogi)

Исследовательский ин-т соединений и сварки, Осака, Япония.

**8.** Моделирование термокапиллярной конвекции при сварке (Ning Do-Quang, G. Amberg)

Королевский технологический ун-т, Стокгольм, Швеция.

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона представили доклад (**секция F**) по моделированию лазерного, плазменного и комбинированного нагрева мелкодисперсных керамических частиц (А. Бушма, И. Кривцун).

**Технологии. Материалы. Оборудование. КАТАЛОГ.** — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2005. — 260 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм.



Каталог содержит информацию о разработанных в последние годы в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины технологиях, материалах и оборудовании для сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов, предлагаемых для коммерческой реализации. Может быть полезен широкому кругу инженерно-технических работников, технологов, конструкторов, предпринимателей, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства.



**ТРУБОПРОВОДНЫЙ ТРАНСПОРТ.** — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2005. — 178 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм.

Сборник содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» за 2001–2005 гг. по проблемам трубопроводного транспорта.



## СОДЕРЖАНИЕ

### Статьи из журнала «Автоматическая сварка»

Найда В. Л., Мозжухин А. А., Гетьман В. В., Пышный В. М., Тороп В. М. Комплексный подход в техническом освидетельствовании трубопроводов при автоматизированной УЗК стыковых сварных швов

Семенов С. Е., Рыбаков А. А., Кирьян В. И., Филичук Т. Н., Гончаренко Л. В., Василюк В. М., Климончук Р. В., Стецкив М. В., Власюк Ф. С. Экспериментальная оценка состояния металла длительно работающих сварных нефтепроводов

Махненко В. И., Бут В. С., Великошваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И. Математическое моделирование язвенных дефектов в действующих нефте- и газопроводах и разработка численного метода оценки допустимых режимов дуговой заварки таких дефектов

Захарова И. В., Чичкарев Е. А., Васильев В. Г., Троцан А. И., Дейнека А. Я., Кирюхин О. С. Структура и свойства металла ЗТВ соединений низколегированных трубных сталей, модифицированных кальцием

Кучук-Яценко С. И., Харченко Г. К., Григоренко Г. М., Фальченко Ю. В., Таранова Т. Г., Грицкив Я. П., Загадарчук В. Ф., Григоренко С. Г. Неоднородность соединений трубных сталей, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением

Кирьян В. И., Миходуй Л. И. Проблемы использования новых сталей повышенной и высокой прочности в сварных конструкциях

Радкевич А. И. Влияние деформации на электрохимическую гетерогенность сварных стыков трубопроводов

Письменный А. С., Прокофьев А. С. Прессовая сварка труб с применением активирующих флюсов

Кучук-Яценко С. И., Качинский В. С., Игнатенко В. Ю. Прессовая сварка толстостенных труб с нагревом дугой, управляемой магнитным полем

Походня И. К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития

Тарноградский В. П., Пономарев Е. Ю. Пути повышения прочности сварных соединений труб из термопластов (Обзор)

Семенов С. Е., Рыбаков А. А., Гончаренко Л. В., Филичук Т. Н., Дрогомирецкий М. Н., Педько Б. И. Оценка состояния металла сварных труб длительно эксплуатируемых газопроводов

Махненко В. И., Бут В. С., Великошваненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И. Определение допустимых размеров сварных швов при установке тройников и муфт на действующих магистральных трубопроводах

Махненко В. И. Совершенствование методов оценки остаточного ресурса сварных соединений конструкций длительного срока эксплуатации

Кучук-Яценко С. И. Новые разработки технологий и оборудования для контактной сварки трубопроводов

Найда В. Л., Мозжухин А. А., Лобанов О. Ф. Новое поколение оборудования для автоматизированного ультразвукового контроля сварных труб

Сараев Ю. Н., Безбородов В. П., Полетика И. М., Тютев А. В., Никонова И. В., Кирилова Н. В., Севастьянов С. П. Улучшение структуры и свойств сварных соединений нефте-, газопроводных труб большого диаметра

### Статьи из журнала «Техническая диагностика и неразрушающий контроль»

Автоматизированная сварка трубопроводов

Лебедев А. А., Недосека А. Я., Чаусов Н. Г., Недосека С. А. Оценка поврежденности металла действующих газопроводов методом АЭ-сканирования

Козин А. Н., Давыдов Е. А. Сопоставление результатов ультразвукового контроля сварных швов магистральных трубопроводов

Стороженко В. А., Мельник С. И., Кухарев Ю. А. Новые методики для анализа информации при тепловом контроле трубопроводов

Гиренко В. С., Семенов С. Е., Гончаренко Л. В. Деформационное старение трубных сталей

Гиренко В. Г., Гиренко С. В., Мутас В. В. Прочность трубопроводов и сосудов с трещиноподобными дефектами в условиях вязкого состояния конструкционных материалов

Мельник С. И., Кухарев Ю. А. Учет влияния внешних факторов при проведении теплового контроля трубопроводов

Можаровский В. В., Марьин С. А., Казак В. А., Орлов В. В. Программный комплекс контроля и диагностики сосудов и трубопроводов

Троицкий В. А., Шевченко И. Я., Федоряка П. В., Боровиков А. В., Негляд В. Н. Совершенствование методов и оборудования для неразрушающего контроля труб в процессе их производства

Медведько О. В., Слободян Б. В., Сыса Л. В., Яворский Г. А. Оценка степени коррозионной агрессивности грунтов на участках прохождения трубопроводов по комплексному физико-химическому критерию

Бондаренко А. Ю. Мониторинг состояния сварных соединений для прогнозирования остаточного ресурса магистральных нефтепроводов

Лебедев А. А., Недосека С. А., Музыка Н. Р., Волчек Н. Л. Оценка состояния металла труб после длительной эксплуатации в системе магистральных газопроводов

Агеев Н. Б. Газодинамическое диагностирование технологических режимов работы трубопроводных систем

Яворский А. В., Кисиль И. С. Бесконтактный контроль состояния изоляционного покрытия гальванически соединенных параллельных промышленных нефтегазопроводов

Гарькавий В. В., Катасонов Ю. А. Ультразвуковой контроль толщины стенок труб в потоке производства

Ткаченко А. А., Найда В. Л., Гаврев В. С., Мозжухин А. А. Способы и оборудование для повышения надежности автоматизированного ультразвукового контроля продольных сварных швов труб в условиях их массового производства

Список дополнительной литературы



**КОНТАКТНАЯ СВАРКА И ДРУГИЕ ВИДЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ.** Технологии и оборудование. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2005. — 128 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм.

Сборник содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Автоматическая сварка» за 2001–2005 гг. по проблемам различных видов сварки давлением.

## СОДЕРЖАНИЕ

- Юштин А. Н., Замков В. Н., Сабокарь В. К., Чвертко П. Н., Петриченко И. К.* Сварка давлением интерметаллидного сплава  $\gamma$ -TiAl
- Зяхор И. В.* Современное оборудование для сварки трением
- Черепицкая Е. В., Рябов В. Р.* Сварка давлением дисперсно-упрочненных композиционных материалов, содержащих частицы карбида кремния (Обзор)
- Демиденко Л. Ю., Онацкая Н. А.* Характер диффузии углерода в зоне контакта при прессо-термической электрогидроимпульсной сварке
- Зяхор И. В., Кучук-Яценко С. И.* Особенности формирования соединений меди с алюминием при сварке трением
- Арсенюк В. В.* Взаимодействие меди с нерастворимыми примесями в условиях импульсной деформации при сварке давлением
- Подола Н. В., Руденко П. М., Гавриш В. С.* Адаптивный алгоритм контроля качества контактной точечной сварки на основе нейронной сети
- Письменный А. С., Полухин В. В., Прокофьев А. С., Бондарев В. А., Письменный А. А.* Экспресс-методика для разработки проверки технологий пайки давлением
- Кучук-Яценко С. И., Харченко Г. К., Григоренко Г. М., Фальченко Ю. В., Таранова Т. Г., Грицкив Я. П., Загадарчук В. Ф., Григоренко С. Г.* Неоднородность соединений трубных сталей, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением
- Подола Н. В., Гавриш В. С., Руденко П. М.* Выбор входных переменных и структуры нейронной сети для оценки качества контактной точечной сварки
- Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В.* Механизм формирования биметаллических соединений при сварке трением
- Третьяк Н. Г.* Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов (Обзор)
- Кучук-Яценко С. И., Качинский В. С., Игнатенко В. Ю.* Прессовая сварка толстостенных труб с нагревом дугой, управляемой магнитным полем
- Киреев Л. С., Замков В. Н.* Сварка титана со сталью в твердой фазе (Обзор)
- Харченко Г. К., Фальченко Ю. В., Арсенюк В. В., Половецкий Е. В.* Ударная сварка в вакууме алюминия с медью
- Лебедев В. К., Письменный А. А.* Система питания машин для контактной сварки с транзисторным инвертором
- Генкин И. З.* Термическая обработка стыков рельсов на индукционных установках
- Кучук-Яценко С. И.* Новые разработки технологий и оборудования для контактной сварки трубопроводов
- Лебедев В. К.* Тенденции развития источников питания и систем управления (по материалам патентов США)
- Кучук-Яценко С. И., Харченко Г. К., Загадарчук В. Ф., Фальченко Ю. В., Мазанко В. Ф.* Формирование структуры соединений при контактной стыковой сварке сопротивлением и оплавлением
- Кучук-Яценко С. И., Великоованенко Е. А., Розынка Г. Ф., Швец Ю. В., Дидковский А. В.* Исследование остаточных напряжений в сварных соединениях рельсов, полученных при контактной стыковой сварке оплавлением
- Кучук-Яценко С. И., Швец В. И., Чвертко П. Н., Гордань Г. Н., Сахацкий А. Г., Ременяк И. П.* Контактная стыковая сварка дисперсно-упрочненного медного сплава системы Cu-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>
- Маркашова Л. И., Чвертко П. Н., Ременяк И. П., Половецкий Е. В., Алексеенко Т. А.* Особенности формирования структуры соединений стали с алюминием при контактной сварке

По вопросу приобретения КАТАЛОГА (Технологии. Материалы. Оборудование) и сборников «ТРУБОПРОВОДНЫЙ ТРАНСПОРТ» и «КОНТАКТНАЯ СВАРКА И ДРУГИЕ ВИДЫ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ» просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»  
Тел./факс: (38044) 528 34 84, 529 26 23, 528 04 86; E-mail: journal@paton.kiev.ua





## Профессор Джон Норриш — лауреат премии им. Е. О. Патона Международного института сварки

*По результатам голосования членов Технического комитета МИС с участием делегатов Национального комитета по сварке Украины премия имени Е. О. Патона за 2005 г. присуждена профессору Университета в Уоллтонге (Австралия), заведующему кафедрой сварки и соединения материалов г-ну Дж. Норришу.*

*Премия и памятный знак будут вручены во время церемонии открытия ежегодной ассамблеи МИС в г. Прага 10 июля 2005 г.*

*Ниже представлена биографическая справка о деятельности профессора Дж. Норриша в области сварки.*



Джон Норриш начал свою карьеру в сварочной технологии в качестве студента-стажера на фирме «Rubery Owen and Company» в Великобритании, где занимался исследованиями в области электрошлаковой сварки, электрошлакового переплава и высокопроизводительной дуговой сварки металлическим электродом в защитных газах. По окончании аспирантуры в Астонском университете в Бирмингеме он начал работать (1969) на фирме «British Oxygen» (BOC) в Великобритании в должности инженера, где проводил исследования в области плазменной сварки, а также участвовал в разработке оборудования для однофазной дуговой сварки металлическим электродом в защитных газах (для вагоноремонтной отрасли). В результате на фирме BOC был создан для данной отрасли первый специализированный комплекс дуговой сварки металлическим электродом в защитных газах с однокнопочным включением (Autolynx). Он эффективно работал по оптимизации характеристик переноса металла с короткими замыканиями и проектированию соответствующего оборудования для сварки в 100 % защитной атмосфере CO<sub>2</sub>. Затем Дж. Норриш занял должность технического руководителя отдела дуговой сварки на фирме BOC и отвечал за внедрение первых сварочных источников питания с электронным регулированием и компьютерным управлением. В сотрудничестве с Британским институтом сварки (TWI) и Кренфильдским университетом были разработаны алгоритмы управления для синергической сварки МИГ. В эти годы в фирме BOC был создан с его участием промышленный источник питания, который использовался при строительстве подводных лодок и атомных электростанций. Дж. Норриш стоял у истоков организации исследований по сварочным аэрозолям в Брэдфордском университете, разработал и запатентовал мундштук для отвода аэрозоля, устанавливаемый на сварочной горелке. Он принимал участие в первых работах по роботизированной сварке, помогая английской фирме «Hall Automation» разработать первый роботизированный комплекс для дуговой сварки металлическим электродом в защитных газах. Он также представлял фирму BOC в специальной комиссии, которая занималась усовершенствованием химических составов защитных газов, предлагаемых иностранными партнерами фирмы. В целом следует признать его активную деятель-

ность в TWI в области дуговых процессов, автоматизации и компьютерного управления. В 1981 г. он начал работать в Квинсленде, на дочерней фирме BOC в Австралии (SIG) в должности инженера-консультанта по сварке. В течение трех лет Дж. Норриш оказывал техническую помощь промышленным организациям, занимаясь разработкой способов сварки сварочных материалов, технологическим анализом, разработкой технологий обработки поверхности, внедрением робототехники и анализом разрушений сварных швов. Много времени он уделял работам для горной промышленности в центральном Квинсленде. В этот период он был активным членом комитета местного отделения Института сварки Австралии и редактором ежемесячного информационного бюллетеня. В 1985 г. он вернулся в Великобританию и занял должность старшего преподавателя в Кренфильдском университете и позже стал руководителем группы сварки. В этой должности он отвечал за подготовку молодых специалистов в аспирантуре и проводил исследования в области сварочных процессов. За десять лет работы в Кренфильдском университете он воспитал более 50 магистров и докторов наук, продолжая заниматься прикладными исследованиями и продвижением перспективных разработок в области сварки. Прикладные исследования, за которые он отвечал, включали оптимизацию защитных газов, управление переносом металла, проектирование сварочных источников питания, свариваемость высокопрочных низколегированных сталей, механизированную сварку трубопроводов. Его заказчиками были фирмы «Rolls Royce», «BOC Gases», ESAB, «Migatronic», «European Marine Contractors» и «British Petroleum». Он был руководителем исследовательской программы Европейского Союза по контролю процесса роботизированной сварки и инициировал два крупных проекта Великобритании по операционному контролю для автомобилестроения и перспективным методам соединения для аэрокосмической промышленности. В этот период он был также научным редактором журнала «Welding and Metal Fabrication», организовал конференцию в Кренфильде в 1987 г. по синергической сварке МИГ. Активно работал в подразделении профессиональной подготовки TWI, стал председателем комиссии по обучению и подготовке специалистов, а также работал в комитете по вопросам членства и в научном совете. В ноябре 1995 г. он переехал в Австралию, где стал профессором Университета в Уоллтонге и заведующим новой кафедры сварки и соединения материалов, организованной Центром исследований сварных конструкций, где

занимается подготовкой специалистов, в частности, координированием взаимодействия с указанным центром. В настоящее время он работает в области автоматизации и механизации сварочных процессов, роботизированной сварки, сварки кольцевых швов на трубопроводах, оптимизации дуговой сварки металлическим электродом в защитных газах и соответствующих источников питания, свариваемости высокопрочных низколегированных сталей и контроля сварочных аэрозолей. Большая часть этих работ носит прикладной характер и направлена на повышение качества и производительности сварочных процессов применительно к строительству трубопроводов, энергетике, оборонной и строительной промышленности. Проекты, по которым он работает в настоящее время, включают исследования в области новых процессов для строительства трубопровода на Аляске, управления инверторными источниками питания с использованием искусственного интеллекта, ремонта гидротурбин на месте эксплуатации, лазерную сварку с применением диодных лазеров высокой мощности и операционный контроль качества при непрерывной сварке стальных лент. Недавно он получил патенты на два метода управления сварочным процессом, которые в настоящее время запускаются в

промышленное производство международными компаниями.

Джон Норриш является членом совета TWI, дипломированным инженером, европейским инженером FEANI, представителем Австралии в комиссии XII МИС и членом исследовательской группы 212 (физика сварки), а также действительным членом руководящего технического совета и членом комитета WG6a IAB (Координационного совета сети Internet) по дистанционному обучению. Он также принимает активное участие в комитетах 7, 9 и 14 Института сварки Австралии.

Будучи руководителем программы подготовки специалистов в Центре исследований сварных конструкций, он отвечает за разработку инновационной программы гибкого заочного обучения для повышения квалификации инженеров-сварщиков. Это первая в мире программа гибкого заочного обучения, которая удовлетворяет требованиям учебных планов по подготовке международного инженера сварщика МИС.

Дж. Норриш имеет более сотни публикаций в известных журналах и трудах международных конференций. Он является автором книги «Перспективные процессы сварки», которая была опубликована в 1992 г.

УДК 621.791:061.2/4

## РЕГИОНАЛЬНЫЙ СЕМИНАР ОБЩЕСТВА СВАРЩИКОВ УКРАИНЫ В г. СИМФЕРОПОЛЕ

16 марта 2005 г. в Симферополе на базе ОАО Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА» состоялся семинар, посвященный вопросам подготовки рабочих и специалистов сварочного производства различного уровня и обеспечения качества выпускаемой продукции. Он был организован Обществом сварщиков Украины с участием Крымского регионального отделения. В семинаре приняли участие свыше 60 специалистов, работающих в области подготовки рабочих-сварщиков, специалистов сварочного производства среднего и высшего звена, занимающихся проблемами повышения качества при производстве сварочных материалов, оборудования и сварных конструкций. Среди них главные сварщики и главные

специалисты по сварке ряда крупных промышленных предприятий, заведующие кафедрами университетов, представители Украинского и областных аттестационных комитетов сварщиков, Межотраслевого учебного и сертификационного центра «СЕПРОЗ» ИЭС им. Е. О. Патона и др.

Открыл семинар президент Общества сварщиков Украины В. Г. Фартушный. После приветственного слова он кратко характеризовал современное состояние подготовки кадров для сварочного производства Украины, актуальность задачи повышения качества товарной продукции и призвал участников семинара к активному об-



Семинар открывает Президент Общества сварщиков Украины В. Г. Фартушный



Выступает директор МУЦ П. П. Проценко

суждению отмеченной темы. После чего на семинаре выступили:

— зав. кафедрой сварочного производства Украинской инженерно-педагогической академии, председатель Харьковского областного отделения Общества сварщиков Украины Н. Г. Ефименко, который отметил, что Харьковский регион, являясь машиностроительным, располагает значительной армией работников сварочного производства всех уровней. Харьковская академия готовит инженеров-педагогов, работающих преподавателями в техникумах, колледжах и других учреждениях. В текущий момент, когда наблюдается подъем машиностроительного комплекса, резко усилился недостаток в численности рабочих и специалистов. Это связано с тем, что в период развала экономики значительно сократилась потребность в кадрах. Если в 1980-е гг. только в Харькове ежегодно готовилось не менее 200 рабочих-сварщиков и контролеров, то сегодня ощущается недобор обучающихся. Большие сложности с обеспечением технических училищ современным сварочным оборудованием (как правило, используется устаревшее), металлом для практических занятий, расходными сварочными материалами. Нет в Украине единого научно-методического органа, контролирующего выпуск учебных пособий. Периферийные технические училища не укомплектованы в должной мере преподавателями. Есть трудности с организацией практики учащихся технических училищ на предприятиях. В последние годы в Украине практически отсутствует подготовка специалистов сварочного производства среднего звена (техников). Необходима выработка согласованных предложений для Министерства образования и науки по совершенствованию системы подготовки рабочих и техников-сварщиков;

— директор Межотраслевого учебного центра (МУЦ), заместитель Украинского аттестационного центра П. П. Проценко отметил, что центром накоплен большой опыт по подготовке и переподготовке всех категорий рабочих вплоть до европейских инженеров по сварке. Главная проблема, стоящая перед центром — удовлетворение запроса рынка. Учитывая, что сегодня актуальным требованием является выпуск сертифицированной продукции, важна подготовка квалифицированных работников, способных обеспечить грамотную эксплуатацию современного сварочного оборудования. С 1980-х гг. МУЦ занимается подготовкой и переподготовкой специалистов, а в последние пять лет постоянно совершенствует программу обучения. Разработана система требований к обучаемому, создан национальный орган аккредитации в рамках МИС и ЕСФ. МУЦ имеет лицензии этих организаций на подготовку специалистов по сварке всех уровней: имеются программы обучения, соответствующие международным требованиям (кроме программ по рабочим профессиям). Получены права (на переходной период) по ряду категорий на проведение переподготовки по сокращенному курсу (72 ч). В последнее время МУЦ освоил систему модульной подготовки сварщиков, в основу которой положен индивидуальный подход к обучаемому (с тестированием степени его начальной подготовленности);

— технический директор УАКС В. Т. Котик отметил, что существующая в Украине система аттестации работников сварочного производства (один раз в два года) стимулирует подготовку персонала. Любопытно данные по



Рабочий момент семинара (за трибуной Н. Г. Ефименко)

аттестации сварщиков, занятых выполнением работ с использованием различных процессов: РДС — 74...76, МАГ — 4...6, ТИГ — 4...5, АДС — 0,6...1,2%. Эти данные говорят о весьма малых объемах работ, выполняемых с использованием автоматической сварки. Однако при этом необходима увязка аттестации рабочего-сварщика с его тарифным разрядом и специализацией по виду выполняемых сварочных работ. Докладчиком была приведена интересная статистика — за год в Украине аттестовывается около 7 тыс. сварщиков, из которых до 25 лет — 6,6; 25–30 — 24; 30–45 — 30; 45–55 — 23 и 55–65 — 8,8%, что свидетельствует об очевидном дефиците молодых сварщиков. В Украине подготовку инженеров по сварке готовит 22 кафедры университетов. Предлагалось вернуться к системе обязательной «отработки» по специальности выпускниками университетов, поскольку многие из них не работают из-за низкой зарплаты;

— главный сварщик завода «Океан» (г. Николаев) высказал мнение о том, что квалификация работы сварщиков связана с качеством выпускаемой продукции и ее прибылью. Важно вооружить руководителей отдела главного сварщика «инструментом» по аттестации подведомственных ему специалистов по сварке непосредственно на заводе. На «Океане» уровень механизации достигает 99,7% (механизованная сварка в защитных газах порошковыми проволоками малого диаметра). Этому процессу легко обучаются молодые рабочие. Завод «Океан» поддержи-



Генеральный директор фирмы «СЭЛМА» Г. В. Копыленко увлеченно рассказывает о деятельности предприятия



Во время знакомства с производством фирмы «СЭЛМА»

вадет тесные связи с морским техническим университетом в г. Николаеве. Практикуется подготовка инженеров по сварке с учетом пожеланий ОГС завода «Океан» (в учебную программу включаются темы, связанные с производством завода) и такие специалисты затем приглашаются на работу. По мнению докладчика, важно проводить аттестацию как сварочных технологий на предприятиях, так и сварочного производства в целом. Это позволит более уверенно участвовать в тендерах на получение заказов, особенно выполняемых на экспорт. Рабочие на заводе аттестовываются по виду выполняемых работ (сварка в нижнем, вертикальном или потолочном положениях). Сегодня на заводе работает 420 сертифицированных сварщиков (каждые полгода проходит переаттестация);

— директор Технопарка ИЭС им. Е. О. Патона А. А. Мазур кратко охарактеризовал состояние сварочного производства Украины в 2000-е гг., сопоставив их с 1990-ми гг.;

— главный сварщик ХК «Лугансктепловоз» А. Н. Ткаченко отметил, что в Луганске имеется четыре технических училища по подготовке сварщиков. Инженеров по сварке выпускают две кафедры Восточно-Украинского технического университета. На «Лугансктепловозе» создана научно-техническая база подготовки инженеров-сварщиков (филиал кафедр). Ежегодно 10–20 студентов 3-го курса получают производственные темы, что позволяет повысить уровень подготовки специалистов. Техников в Луганске не готовят. Для подготовки рабочих-

сварщиков в компании создана собственная учебная база, которая готовит рабочих как для работы на «Лугансктепловозе», так и на других предприятиях города и области;

— директор областного научно-методического центра (г. Сумы) отметила, что центр занимается подготовкой стандарта на подготовку рабочих-сварщиков в системе профобразования. Высказана идея по созданию межрегионального тренингового центра, благодаря которому можно сократить срок подготовки сварщиков;

— эксперт Международной организации труда «Модульная методология профессионального обучения» (г. Киев) В. М. Анищенко ознакомил участников совещания с опытом внедрения в сети технических училищ модульной системы обучения рабочих;

— директор Института подготовки, переподготовки и повышения квалификации кадров (г. Харьков) О. Н. Жихар рассказала об опыте по подготовке и аттестации рабочих широкого спектра профессий без отрыва от производства в учебном центре «Укртехпрогресс»;

— аудитор «СЕПРОЗ» Н. А. Проценко (ИЭС им. Е. О. Патона) отметила, что деятельность предприятий по обеспечению качества в современных условиях напрямую связана с тем, где себя видит предприятие на рынке сварочного производства. Например, фирмы «СЭЛМА», «АРКСЭЛ», «Запорожстеклофлюс» пошел по пути сертификации системы качества выпускаемой продукции. На пути вступления Украины в ВТО необходимо до 80 % стандартов в области сварочного производства привести в соответствие с требованиями ISO и EN. Предприятия сами выбирают нормативную базу (либо национальную, либо международную). Национальные ДСТУ ИСО будут включать 450 стандартов. На сварочные материалы основная часть нормативов Украины уже есть.

В прениях также выступили главный сварщик завода «Заря-Машпроект» (г. Николаев) Ю. В. Гузенко, главный сварщик Славянской ТЭЦ, представитель Торгового Дома «Сварка» (г. Киев).

Следует особо отметить вклад фирмы «СЭЛМА» в обеспечение высокого уровня работы семинара, а также предоставленную интересную программу, включающую посещение участниками семинара основных цехов и участков предприятия, ознакомление с новинками выпускаемого оборудования.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук