



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. Рязцев, Ю. А. Стеренбоген,
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) 227 6302, 269 2623
Факс: (38044) 268 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр, 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.

СОДЕРЖАНИЕ

45 ЛЕТ КАФЕДРЕ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Драган С. В., Квасницкий В. В., Романчук Н. П., Солониченко Ю. В., Голобородько Ж. Г. Технологические процессы сварки и резки в судостроении Украины (Обзор)	3
Верещаго Е. Н., Квасницкий В. Ф., Романовский Г. Ф., Просянов О. Ф. Разработка новой высокочастотной машины для термической резки	7
Сербин С. И., Квасницкий В. В., Голобородько Ж. Г., Матвиенко М. В., Буряков А. В. Моделирование состава газовой фазы при плазменной резке судокорпусных сталей	12
Квасницкий В. Ф., Маркашова Л. И. Интенсификация процесса диффузионной сварки жаропрочных сплавов	16
Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В., Хизниченко Ю. Н. Учет пластических деформаций при компьютерном моделировании полей напряжений в паяных узлах из разнородных материалов	20
Лебедев Ю. М., Мартыненко В. А. Применение дуги с неплавящимся угольным электродом при поверхностной обработке сталей с низкой прокаливаемостью	24

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Позняков В. Д., Миходуй О. Л. Влияние остаточных напряжений на технологическую прочность сварных соединений высокопрочной стали 14ХГН2МДАФБ	30
Ющенко К. А., Савченко В. С., Червяков Н. О., Звягинцева А. В. Характер образования горячих трещин при сварке литых жаропрочных никелевых сплавов	35
Савицкий А. М., Савицкий М. М., Новикова Д. П. Влияние скорости сварки и длительности периодического охлаждения на формирование структуры сварных соединений закаляющихся сталей при дуговой сварке с термоциклированием	41
Бондарев А. А., Терновой Е. Г., Швеи В. И., Назаренко С. В., Рассамыхин Б. М., Тарасов Г. В. Структура и свойства тонколистовых соединений железоникелевого сплава 32НКА, полученных электронно-лучевой сваркой	46

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Пентегов И. В. Обобщение формулы К. К. Хренова для определения температуры плазмы сварочной дуги	50
Жерносеков А. М. Влияние вылета электрода на параметры шва при импульсно-дуговой сварке сталей	52
Патенты в области сварочного производства	53
Новые книги	55

ХРОНИКА

11-я Международная специализированная выставка «Сварка-2004»	57
Памяти Х. Л. Яровинского	59
Памяти Е. А. Копиленко	59

ИНФОРМАЦИЯ	60
-------------------------	----

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ:

Каховский завод электросварочного оборудования

СП «ТМ-ВЕЛДТЕК»

Опытный завод сварочных материалов ИЭС им.Е.О.Патона

Ново-Краматорский машиностроительный завод

Опытный завод сварочного оборудования ИЭС им.Е.О.Патона

ТЕХНОЛУЧ

Avtomaticheskaya Svarka

(Automatic Welding)

№ 8 (616)
August 2004

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, Yu. A. Sterenbogen,
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. Diltey (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, V. I. Kotlyar,
T. V. Yushkina
Electron gallery:
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

45 years of Welding Engineering Chair

- Dragan S. V., Kvasnitsky V. V., Romanchuk N. P., Solonichenko Yu. V., Goloborodko Zh. G.** Technological processes of welding and cutting in shipbuilding of Ukraine (Review) 3
- Vereshchago E. N., Kvasnitsky V. F., Romanovsky G. F., Prosyanyan O. F.** Development of new highly-dynamic machine for thermal cutting 7
- Serbin S. I., Kvasnitsky V. V., Goloborodko Zh. G., Matvienko M. V., Buryakov A. V.** Modeling of composition of gas phase in plasma cutting of ship hull steels 12
- Kvasnitsky V. F., Markashova L. I.** Intensification of process of diffusion welding of heat-resistant alloys 16
- Ermolaev G. V., Labartkava A. V., Khiznichenko Yu. N.** Allowance for plastic deformations in computer modeling of stress fields in brazed components made from dissimilar materials 20
- Lebedev Yu. M., Martynenko V. A.** Application of arc with non-consumable carbon electrode in surface treatment of steels with a low hardenability 24

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Lobanov L. M., Poznyakov V. D., Mikhoduy O. L.** Effect of residual stresses on technological strength of welded joints of high-strength steel 14KhGN2MDAFB 30
- Yushchenko K. A., Savchenko V. S., Chervyakov N. O., Zvyagintseva A. V.** Nature of hot crack formation in welding cast heat-resistant nickel alloys 35
- Savitsky A. M., Savitsky M. M., Novikova D. P.** Effect of welding speed and duration of periodic overcooling on formation of structure of welded joints from hardening steels in arc welding with a thermal cycling 41
- Bondarev A. A., Ternovoy E. G., Shvets V. I., Nazarenko S. V., Rassamakhin B. M., Tarasov G. V.** Structure and properties of thin-sheet joints of iron-nickel alloy 32NKA produced using electron beam welding 46

BRIEF INFORMATION

- Pentegov I. V.** Generalizing of K. K. Khrenov's formula for determination of plasma temperature of welding arc 50
- Zhernosekov A. M.** Effect of electrode stickout on parameters of weld in pulsed-arc welding of steels 52
- Patents in the field of welding 53
- New books 55

News

- 11th International specialized exhibition «Welding-2004» 57
- In memory of Kh.L.Yarovinsky 59
- In memory of E. A. Kopilenko 59

- INFORMATION** 60

*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.*

Уважаемые коллеги-сварщики: профессора, преподаватели и сотрудники кафедры сварочного производства Национального университета кораблестроения имени адмирала Макарова!

От имени ученых и сотрудников Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и редколлегии журнала «Автоматическая сварка» сердечно поздравляем Вас с 45-летним юбилеем кафедры сварочного производства.

Созданная в 1959 г. в городе корабелов, Николаеве, кафедра всегда успешно решала задачи повышения уровня подготовки инженеров-сварщиков, разработки и реализации высокоэффективных технологий не только в судостроении, но и практически во всех других отраслях промышленности. За прошедший период кафедрой подготовлено около 3 тыс. дипломированных инженеров, бакалавров, магистров для сварочного производства Украины, стран ближнего и дальнего зарубежья.

Благодаря инициативной творческой работе коллектива кафедры под руководством в первые годы ученых-производственников доцентов А. И. Сафонова и И. И. Джеваги, а в последние 25 лет профессора В. Ф. Квасницкого сформирован ряд актуальных научных направлений, созданы отраслевые научно-исследовательские лаборатории и филиалы кафедры на крупнейших предприятиях судостроения и судового машиностроения.

В подготовке специалистов и выполнении научной работы кафедра успешно сотрудничает с ведущими научными и учебными центрами Украины, России, Германии, Китая, активно участвует в сертификации сварочного производства на юге Украины.

Ученые и специалисты Института электросварки им. Е. О. Патона, редколлегия журнала «Автоматическая сварка» желают счастья, благополучия и творческих успехов всему коллективу, выпускникам и студентам кафедры.

Ниже публикуется подборка статей, подготовленных учеными-преподавателями и специалистами кафедры, отражающая результаты исследовательской работы в последние годы.

Редколлегия

УДК 629.12

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ СВАРКИ И РЕЗКИ В СУДОСТРОЕНИИ УКРАИНЫ (Обзор)

С. В. ДРАГАН, В. В. КВАСНИЦКИЙ, кандидаты техн. наук
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),

Н. П. РОМАНЧУК, канд. техн. наук, **Ю. В. СОЛОНИЧЕНКО**, инж. (ОАО «Дамен Шипарде «Океан», г. Николаев),
Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО, инж. (Херсон. судостроительный з-д)

Приведен обзор технологий сварочного производства при изготовлении судовых конструкций на предприятиях Украины, показаны перспективные направления совершенствования сборочно-сварочных процессов в судостроении.

Ключевые слова: судостроение, технологии, сварочные материалы, оборудование, трудоемкость, производство

В начале 1990-х гг. судостроение Украины насчитывало 8 крупных судостроительных заводов, 8 машиностроительных заводов и объединений по изготовлению судового оборудования, 16 приборостроительных предприятий, 30 научно-исследовательских институтов и конструкторских бюро, 40 вспомогательных организаций и предприятий,

обслуживающих основное производство с общей численностью 250 тыс. человек в 15 городах Украины. Южный регион, являясь крупнейшим в СССР судостроительным регионом, поставлял на экспорт в 20 стран мира свыше 100 судов дедевейтом 2,5 млн т. Доля Украины в общем объеме судостроения СССР составляла 25,7 %, тогда как доля Северо-Западного региона — 23, Санкт-Петербургского региона — 18 % [1].

© С. В. Драган, В. В. Квасницкий, Н. П. Романчук, Ю. В. Солониченко, Ж. Г. Голобородько, 2004

Применявшиеся на судостроительных заводах сварочные технологии и оборудование соответствовали мировому уровню развития науки и техники, был накоплен значительный опыт организации сварочного производства с использованием механизированных поточных линий и роботизированных комплексов для изготовления различных типов судовых конструкций.

Распад СССР оказал резко отрицательное влияние на большинство судостроительных предприятий Украины: разрушенные экономические связи, отток высококвалифицированных рабочих кадров, физический и моральный износ основных фондов — все это способствовало дестабилизации производства, потере накопленного опыта и снижению конкурентоспособности продукции судостроения на мировом рынке. Однако в последние годы несмотря на сложное экономическое положение в целом на большинстве судостроительных предприятиях наметилась устойчивая тенденция к восстановлению производства, растут объемы заказов для отечественных и зарубежных заказчиков.

Наиболее успешно развивается ОАО «Дамен Шипардс «Океан», который уже вышел на полную производственную мощность и строит суда под ключ. Объем производства за последние четыре года возрос более чем в 6 раз. Основным направлением производственной деятельности завода является реализация программы строительства судов по 27 контрактам, включая сдачу корпусов и полнокомплектных судов.

Завершена реструктуризация ГП «Черноморский судостроительный завод». Возобновил производственную деятельность и сегодня строит на экспорт серию корпусов химовозов судостроительный завод «Залив», ремонт судов выполняет Севастопольский морской завод.

Работающие судостроительные заводы и заводы судового машиностроения сегодня имеют достаточные объемы сварочных работ. Применяемые на заводах сварочные технологии охватывают заготовительное производство, предварительное изготовление узлов и секций, монтаж корпусов судов на построечном месте, а также изготовление изделий судового машиностроения.

Детали судового корпуса изготавливают с использованием газокислородной и плазменной резки на машинах с ЧПУ. При этом на предприятиях, не прошедших модернизации производства и технологий, острой остается проблема обеспечения точности вырезаемых деталей, исключающей пригоночные работы при сборке узлов и секций.

Использование на этих производствах менее жестких, чем в машиностроении, допусков на сборку узлов приводит к существенному увеличению трудоемкости сборочных работ. Например, при вырезке деталей толщиной 8 мм и при среднем допуске на сварочный зазор 2 мм, около 47 % деталей не укладываются в допуск. При этом трудоемкость пригоночно-рубочных работ достигает 24 % трудоемкости всего процесса сборки.

Переход к широкому использованию автоматической и роботизированной сварки требует существенного ужесточения допусков на сборочные

зазоры или применения технических средств компенсации погрешностей сборки узлов под сварку. Одним из путей решения этой задачи является разработка и внедрение комплексной автоматизированной системы проектирования и вырезки деталей корпусных конструкций. На ОАО «Дамен Шипардс «Океан» использование такой системы и машин для плазменной резки «Numogex» позволило достичь необходимой точности изготовления узлов и секций и исключить пригоночные работы на этапе стапельной сборки корпуса.

Однако опыт эксплуатации машин «Numogex» показал относительно низкий коэффициент использования машинного времени (около 60 %), что связано с традиционно применяемой технологией укладки листов и снятия готовых деталей с раскроечной рамы. Введение в эксплуатацию машины TELEREX TXB-10200 с четырьмя раскроечными рамами, установленными в водяные бассейны, позволило не только одновременно вырезать симметричные детали левого и правого борта при необходимости и со скосом кромок, но и выполнять разметку деталей, практически исключив простои машины.

На Херсонском судостроительном заводе успешно применяется воздушно-плазменная резка с добавлением воды в плазму, что также снижает деформации вырезаемых деталей. Преимущества этого способа и в использовании кислорода в качестве плазмообразующего газа и катодов, стойких в кислородсодержащих газовых смесях.

Сварка судовых конструкций выполняется автоматическим способом под флюсом и механизированными способами в защитных газах. Автоматическую сварку под флюсом применяют при изготовлении полотен секций и приварке набора главного направления, а механизированную — при изготовлении узлов и секций, также сборке корпуса судна. Развитием сварки в защитных газах является автоматическая сварка монтажных соединений корпуса судна и роботизированная сварка узлов пересечения высокого набора при изготовлении секций.

Опытная эксплуатация портального роботизированного комплекса фирмы IGM на ОАО «Дамен Шипардс «Океан» показала его достаточную эффективность при условии обеспечения высокого качества сборочных работ. Отклонение линии углового шва не должно превышать ± 2 мм, при больших отклонениях необходима текущая адаптация сварочной горелки по параметрам дуги. Создание портальных роботизированных комплексов, содержащих два и более сварочных робота, при изготовлении крупных секций с высотой набора более 1,5 м является резервом повышения производительности сварочных процессов и снижения трудоемкости изготовления судовых конструкций. В мировой практике судостроения имеется положительный опыт применения таких интегрированных сварочных комплексов [2].

Перспективным направлением совершенствования сварочных технологий в отечественном судовом корпусостроении представляется применение лазерной и гибридной сварки. Лазерную сварку це-

лесообразно использовать при изготовлении панельных конструкций, к которым предъявляются повышенные требования к точности и внешнему виду, например, для судовых надстроек и рубок [3]. При гибридной сварке (лазер-МИГ) достигается глубокое проплавление, которое обеспечивает процесс лазерной сварки, и хорошее качество сварки по зазору, что необходимо для большинства судовых корпусных конструкций [4].

В нынешних условиях производства удовлетворительный внешний вид судовых конструкций достигается термической правкой, например, многосопловыми газовыми горелками при температуре 350 °С, как на ОАО «Дамен Шипардс «Океан».

Ориентация судостроения Украины на экспортные заказы обусловила необходимость выполнения более жестких требований к подготовке поверхности сварных швов под покраску. Фирмы, занимающиеся покраской судов и дающие судовладельцам высокие гарантии на лакокрасочные покрытия, требуют соответствующей подготовки поверхности сварных конструкций. Но, как показывает опыт выполнения таких работ, доведение поверхности до необходимого качества сопряжено с высокими материальными и трудовыми затратами. Применение механизированной сварки в защитных газах сплошной и порошковой проволоками снижает эти затраты. В странах ЕС среди механизированных способов сварки доминирует сварка в смесях газов на основе аргона и в углекислом газе проволоками сплошного сечения [5]. В судостроении традиционно применяемую сварку в углекислом газе успешно заменяют сваркой в газовых смесях. Электродуговая сварка в газовой смеси, состоящей из 80 % аргона и 20 % углекислого газа, проволоками Св-08Г2С и Св-10ГСНТ по технологическим характеристикам значительно превосходит сварку в углекислом газе и обеспечивает требуемое качество поверхности шва без дополнительной зачистки [6]. Однако для широкого распространения технологии сварки в газовых смесях необходимы дальнейшие разработки отечественных сварочных материалов и оборудования, централизованных систем обеспечения сборочно-сварочных цехов газовыми смесями.

Резервом повышения качества сварных соединений, снижения трудоемкости изготовления судовых конструкций за счет исключения послесварочных зачистных работ является расширение объемов применения сварки порошковыми проволоками (ПП).

В нашей стране накоплен определенный опыт в создании, производстве и применении ПП. Достаточно широкая номенклатура ПП разработана при непосредственном участии Института электросварки им. Е. О. Патона [7]. Однако существует ряд факторов, сдерживающих развитие технологии сварки ПП на отечественных предприятиях. К ним, наряду с высокой стоимостью самой ПП, относится отсутствие, например, подающих механизмов и шланговых держателей отечественного производства. Несмотря на это комплексный подход к оценке экономической эффективности, учитывающий затраты не только на материалы, но и на выпол-

нение послесварочных операций, доказывает экономическую целесообразность применения в судостроении сварки ПП [8].

Сегодня рынок сварочных материалов Украины предлагает достаточно широкий ассортимент ПП отечественного и импортного производства. На нем представлена продукция таких известных зарубежных фирм, как Lincoln Electric, Hobart, ESAB, S.A.F.-Oerlikon, Thyssen-Böhler, Kobeko, Elge и др., а также ряда украинских производителей, среди которых можно выделить «Днепромметиз». Для сварки углеродистых и низколегированных сталей разработаны проволоки ПП-АН59, ПП-АН63 рутилового типа, позволяющие выполнять сварку во всех пространственных положениях.

Для увеличения выхода наплавленного металла до 95 % разработаны проволоки с металлическим сердечником марок ПП-АН70, ПП-АН72, которые могут использоваться для сварки в углекислом газе и смесях газов [5, 9].

Для механизированной сварки в углекислом газе на Херсонском судостроительном заводе применяют отечественную порошковую проволоку ППс-ТМВ7 диаметром 1,2 мм, в ОАО «Дамен Шипардс «Океан» — тонкие импортные порошковые проволоки PZ 6113S, PZ 6111, OK Tubrod 15.13S, OK Tubrod 15.14. На японских верфях механизированная и роботизированная сварка в защитных газах выполняется ПП диаметром 1,2... 1,6 мм [10].

Расширение объемов применения отечественных ПП, не уступающих по качеству импортным, но более дешевых, требует скорейшего решения задачи сертификации украинских производителей сварочных материалов и оборудования международными квалификационными обществами.

Существенной проблемой в современном судостроении является снижение трудоемкости и улучшение условий труда при выполнении сварочных работ в условиях стапеля, при стыковании обшивки и набора в монтажных условиях.

Достаточно перспективным способом сварки таких соединений можно считать применение односторонней сварки на гибких самоклеящихся подкладках, что позволяет повысить производительность процесса, вывести сварщика из дискомфортной рабочей зоны, улучшить качество сварного соединения.

Для сварки на горизонтальной плоскости с полупринудительным формированием шва на керамических подкладках для формирования корня шва на судостроительных предприятиях Украины применяют проволоку ПП-АН25, а для заполнения разделки с формированием шва на медном водно-охлаждаемом ползуне — ПП-АН39.

В судостроении выполняется достаточно большой объем сварочных работ по системам, где используются трубы различного диаметра. Высокое качество обработки деталей и сварки узлов в трубомедническом производстве обеспечивает современное резательное и сварочное оборудование с программированием режима обработки и траектории движения инструмента. Опыт эксплуатации машин «Tuboses» и «Polysoud» на судостроительных за-

водах Украины показал их высокую эффективность при условии подготовки высококвалифицированного инженерно-технического и рабочего персонала.

Для судового машиностроения характерно непрерывное совершенствование конструкционных материалов. Жаропрочные суперсплавы, композиционные и неметаллические материалы, применяемые в судовом газотурбостроении, требуют использования таких специальных технологий, как электронно-лучевая сварка, пайка, электронно-лучевое, ионно-плазменное напыление, а также лазерная обработка, плазменное, газоциркуляционное напыление. В частности, на Николаевском производственном комплексе газотурбостроения «Зоря-Машпроект» и сегодня успешно применяются вакуумные технологии, разработанные в 1980–1990-х гг. и относящиеся к передовым технологиям сварочного производства.

Ближайшая перспектива вступления Украины в международное торговое сообщество даст прочную основу для увеличения потребности в судах. Общемировой объем заказов судостроения в ближайшее десятилетие, по подсчетам различных аналитиков, будет составлять не менее 200 млн регистровых тонн. При этом одной из задач судостроения видится совершенствование сварочного производства путем широкого и скорейшего внедрения передовых технологий, перспективных спо-

собов и оборудования для сварки, что бесспорно должно привести к загрузке и подъему украинского судостроения в целом.

1. *Солдатов Н.* Конкуренция на мировом судостроительном рынке // Судостроение. — 1997. — № 11. — С. 32–35.
2. *Усйо М., Сугитани Ю.* Разработка высокопроизводительных комплексов для дуговой сварки в Японии // Автомат. сварка. — 2003. — № 10–11. — С. 204–210.
3. *Seyffarth P.* Use of laser welding and laser weldability of steels in shipbuilding // Кораблебудування: освіта, наука, виробництво: Матеріали міжнарод. конф.: В 2 т. — Миколаїв: Укр. держ. Микол. техн. ун-т, 2002. — Т. 1. — С. 20–25.
4. *Состояние и перспективы применения высокоэффективных сварочных технологий* / У. Дилтай, Л. Штейн, К. Весте, Ф. Райх // Автомат. сварка. — 2003. — № 10–11. — С. 151–157.
5. *Походня И. К.* Сварочные материалы: состояние и тенденции развития // Свароч. пр-во. — 2003. — № 6. — С. 26–40.
6. *Панащенко Н. И., Гавва В. Н., Карнаух А. К.* Нормирование расхода материалов и электроэнергии при сварке в углекислом газе и смесях газов // Автомат. сварка. — 1996. — № 4. — С. 40–47.
7. *Порошковые* проволоки для электродуговой сварки: Каталог-справочник / Под ред. И. К. Походни. — Киев: Наук. думка, 1980. — 180 с.
8. *Оценка эффективности применения тонких порошковых проволок при сварке судовых корпусных конструкций* / В. Ф. Квасницкий, С. В. Драган, Е. Д. Гавриленко и др. // Автомат. сварка. — 1999. — № 11. — С. 4–7.
9. *Порошковые* проволоки с металлическим сердечником для сварки в защитных газах / В. Н. Шлепаков, А. В. Билинец // Там же. — 2003. — № 3. — С. 53–54.
10. *Review of welding in Japan* // J. Jap. Weld. Soc. — 1996. — № 5. — P. 5–81.

The paper describes the welding technologies, applied in fabrication of ship structures at the enterprises of Ukraine. Prospects for improvement of the assembly-welding processes in shipbuilding are outlined.

Поступила в редакцию 17.06.2004



ЯРМАРКА «СОЕДИНЕНИЕ И СВАРКА» TRADE FAIR FOR JOINING AND WELDING

г. Штутгарт (Германия)

14.09–18.09.2004

Организатор выставки: STUTTGARTER MESSE- UND KONGRESSGESELLSCHAFT MBH

В экспозиции выставки будут представлены следующие тематические разделы:

- ✓ оборудование
- ✓ аксессуары
- ✓ обработка металлического листа
- ✓ инженерия
- ✓ сварочные технологии
- ✓ защита окружающей среды
- ✓ безопасность на производстве

Выставка проводится с 1992 г. с периодичностью: каждые два года.

По данным 2002 г., количество экспонентов 111, из которых 11 представителей из-за рубежа, количество посетителей: 4858, площадь экспозиции: 11000 кв. м.

РАЗРАБОТКА ВЫСОКОДИНАМИЧНОЙ МАШИНЫ ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ РЕЗКИ

Е. Н. ВЕРЕЩАГО, канд. техн. наук, **В. Ф. КВАСНИЦКИЙ**, **Г. Ф. РОМАНОВСКИЙ**, доктора техн. наук
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),
О. Ф. ПРОСЯНОВ, инж. (НПП «Укртерммаш», г. Николаев)

Рассмотрен новый подход к построению систем управления электроприводами создаваемых машин для тепловой резки из условия реализации предписанных траекторий движения, направленный на расширение сферы их применения и повышение экономической эффективности использования.

Ключевые слова: термическая резка, компьютерное управление, электропривод подачи, автоматическое слежение, позиционирование, установка для резки

Современное заготовительное производство отличается широким применением машин, оборудования и технологий термической резки [1, 2], позволяющих эффективно решать проблему автоматизации и механизации производственного процесса одновременно с повышением производительности и обеспечением требуемых точности и качества вырезаемых заготовок (регламентируются ГОСТ 14792–80 и аналогичными стандартами Германии, Франции и других стран). Новые установки и оборудование для термической резки зарубежного производства сложные и дорогостоящие. Поэтому возникла необходимость в создании менее дорогих, но качественно работающих универсальных отечественных машин для термической резки (МТР).

Цель настоящей работы — создание высокодинамичной машины для плазменной и лазерной резки. Одна из таких машин разработана Национальным университетом кораблестроения имени адмирала Макарова совместно с НПП «Укртерммаш». Машины «Кристалл-ТМ» освоены в промышленном производстве, их поставляют на ряд предприятий, где они успешно работают.

Указанные машины, относящиеся к сварочным промышленным роботам класса IF 191 [3], включают следующие элементы: резательные установки, управляющие системы и двигательные или моторные системы, состоящие из исполнительных приводов и механизмов. Для получения высокой точности вырезки деталей их необходимо рассматривать как единый взаимосвязанный комплекс.

Наиболее рациональными, с точки зрения точности, качества, эффективности и производительности разделения различных материалов, в настоящее время являются технологии плазменной (в том числе HiFocus, HiDefinition, HiSpeed, LongLife и другие технологии) и лазерной резки [3]. Точность плазменной резки достигает 0,25 мм при повторяемости $\pm 0,175$ мм, а лазерной — соответственно 0,10 и $\pm 0,05$ мм [3]. Однако для плазменной и лазерной резки требуются большие скорости [3, 4]. Скорость резки на типовых машинах

приближается к 12 м/мин, а ускоренного движения — 20 м/мин. Очевидно, что эти требования могут быть реализованы только на современных высокодинамичных и высокоскоростных машинах.

Опыт эксплуатации отечественных машин выпуска прошлых лет показал, что их транспортно-механическое оборудование рационально и долговечно [1, 2]. Поэтому при проектировании механической части новой машины за основу принята типовая наиболее рациональная и хорошо зарекомендовавшая себя конструкция портального типа с прямоугольной компоновкой [1, 2]. Машина для резки материалов с двухсторонним прецизионным реечным приводом приведена на рис. 1. Она представляет собой механическую систему, состоящую из достаточно жестких узлов, соединенных упругодиссипативными связями.

Зазоры в реечной подаче выбираются автоматически с помощью силового прижатия шестерни к рейке, а в зубчатых передачах редукторов — путем регулировки межосевых расстояний. Направляющие ходовой каретки включают саморегулируемые боковые ролики, удерживающие раму от сползания. При этом точность механической части повышается на порядок.

Успешное решение задачи создания машин с современной режущей оснасткой, сокращение временных и материальных затрат на проектирование технологии и пусконаладочные работы, упрощение эксплуатации и ремонта МТР достигнуты благодаря переходу к блочно-модульному построению машин — конструированию с учетом международных стандартизации и унификации из типовых

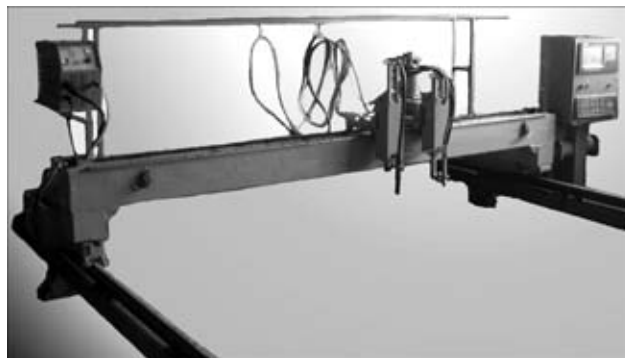


Рис. 1. Базовая модель машины «Кристалл-ТМ»

узлов и модулей как их механической части, так и информационно-управляющей и двигательной систем. Все это позволило реализовать идею легко перенастраиваемых универсальных МТР, что создало предпосылки для роботизации мелкосерийного и серийного производства в условиях малых и средних предприятий.

Важными характеристиками резательных машин являются точность позиционирования и повторения движения. В соответствии с определениями, введенными японскими специалистами [5], следящие системы МТР относятся к полужамкнутым системам, в которых производится косвенное измерение положения упругого механизма. Точность позиционирования машины в этом случае почти полностью определяется ошибкой механической системы. При этом высокие точность повторения и позиционирования можно обеспечить соответствующей коррекцией в устройстве ЧПУ (измеряя зазоры и погрешности передачи). Например, зазор в полужамкнутой по положению структуре компенсируется в соответствии с выражениями:

$$N_{\text{зф}} = N_{\text{зф}}^0 + N_b \text{ при } N_{\omega} > 0;$$

$$N_{\text{зф}} = N_{\text{зф}}^0 - N_b \text{ при } N_{\omega} < 0,$$

где $N_{\text{зф}}^0$ — код заданного перемещения без учета зазора; N_b — код, являющийся цифровым эквивалентом предварительно измеренного зазора.

Анализ показал, что для достижения требуемой точности и чистоты поверхности изделия, обрабатываемого на МТР, основной задачей является обеспечение равномерного движения механизмов подачи при высоком быстродействии систем регулирования, т. е. требований, предъявляемых к автоматизированному электроприводу. Для решения данной задачи необходим новый подход к построению следящих систем управления по траектории.

Применительно к рассматриваемому случаю производительность машин и качество выпускаемой ими продукции во многом зависят от показателей качества динамики электропривода. Существенными факторами, определяющими динамические свойства электроприводов, являются неустойчивость их параметров и внешних воздействий, наличие нелинейностей и упругих звеньев, что не позволяет достаточно полно использовать потенциальные возможности транзисторных преобразователей. На точность воспроизведения контура заготовки влияют форма контура детали и скорость движения по контуру. Так, движение МТР при обходе углов сопровождается динамическими эффектами. Механические системы привод-портал и привод-суппорт подвергают импульсному воздействию. Длительность импульса определяется выражением

$$T_{\text{и}} = \pi R / (2v),$$

где R и v — соответственно радиус и скорость обхода.

Для порталных роботов плазменной и лазерной резки радиус окружности, аппроксимирующей прямой угол, равен соответственно $1...4$ и $0,1...1,0$ мм. Поскольку время прохождения угла соизмеримо с периодами собственных колебаний портала и суппорта (частоты собственных колебаний составляли соответственно 8,58 и 21,32 Гц), то следует ожидать, что из-за динамических эффектов форма исходного угла будет искажена.

Рассмотрим данный подход применительно к системам управления положением упругого динамического объекта с подчиненным регулированием трех переменных — положения, скорости и тока. В настоящее время более распространенные системы построены по принципу подчиненного регулирования [3]. Позиционные механизмы МТР, как правило, имеют привод с двигателями постоянного тока с независимым возбуждением. Поэтому ограничимся рассмотрением только этого привода.

Обычно наличие упругости приводит к появлению различного рода механических колебаний. В этом случае демпфирование (компенсация) упругих колебаний за счет автоматизированного электропривода сводится к необходимости одновременного снижения динамических коэффициентов усиления регуляторов скорости и тока в такой степени, чтобы резонансные всплески амплитудной частотной характеристики не заходили в запретную зону. При перенастройке регуляторов реализуемая полоса пропускания контура положения принципиально остается значительно ниже частот механического резонанса, т. е. существенно снижается добротность следящей системы и недоиспользуются динамические свойства современного транзисторного электропривода.

Высокое качество регулирования, подавление упругих колебаний и нормальное функционирование в условиях изменения параметров привода и коэффициентов настроек контуров подчиненного регулирования в широком диапазоне достигаются коррекцией контура положения исполнительного вала за счет введения в регулятор положения активного режекторного фильтра с независимым управлением положением нулей и полюсов его передаточной функции

$$W(p) = \frac{b_0(p^2 + \omega_0^2)}{\omega_0^2(p^2 + b_1p + b_0)}$$

(здесь p — оператор преобразования по Лапласу; b_0, b_1 — коэффициенты настройки; ω_0 — частота режекции фильтра, которую выбирают равной частоте упругих колебаний) и нового контура управления ускорением, являющегося средством устранения неопределенностей в поведении объекта (рис. 2). Очевидно, что для компенсации упругих колебаний в передаточную функцию фильтра необходимо ввести нуль, равный значению собственной частоты колебаний двухмассовой системы.

Процедура синтеза дополнительного контура воздействия проводится в два этапа: сначала определяется ускорение, при котором реализуется

назначенная траектория, затем вычисляется корректирующее воздействие.

Для реализации намеченного выше решения необходимо, чтобы динамика системы по выходной переменной φ соответствовала уравнению

$$\ddot{\varphi}^* + a_1 \dot{\varphi}^* + a_0 \varphi^* = a_0 \varphi_3 \quad (a_0, a_1 > 0),$$

где $e = \ddot{\varphi}^* - \ddot{\varphi}$ — программное значение второй производной регулируемой величины, являющееся задающим воздействием; $\ddot{\varphi}^*$ определяет отклонение фактического поведения от желаемого $e(t) = 0$; a_0, a_1 — постоянные параметры, выбор которых определяет вид траектории $\varphi^*(t)$; φ_3 — предписанное значение выходной переменной (угла поворота вала двигателя).

Для компенсации этого рассогласования организуется с помощью регулирования по отклонению обратная связь

$$\mu(t) = ke(t),$$

где k — коэффициент усиления, определяемый из условий обеспечения заданной ошибки в статике и динамике. Программное значение $\ddot{\varphi}^*$ сформировано согласно уравнению

$$\ddot{\varphi}^* = a_0(\varphi_3 - \varphi) - a_1 \dot{\varphi}.$$

Для реализации управления необходимо многократное дифференцирование наблюдаемого сигнала φ . Получение точных значений производных затруднено из-за случайных возмущений, шумов в наблюдениях, аппаратных шумов. Имея в виду, что момент двигателя пропорционален току в якорной цепи, значение второй производной от угла поворота при известных параметрах двигателя может быть вычислено с точностью до значений момента сопротивления, полученного при измерении тока якоря i_a . Это означает, что величина $d^2\varphi/dt^2$ может быть оценена с помощью пропорционального звена, если на его вход подается непосредственно измеренный ток якоря i_a . Теперь определяем сигнал воздействия

$$\mu(t) = k[a_0(\varphi_3 - \varphi) - a_1 \dot{\varphi} - a_2 i_a]$$

и замыкаем выход дополнительного контура на вход пропорционально-интегрального регулятора тока (см. рис. 2). Использование дополнительной обратной связи позволяет построить замкнутую систему с движениями, независимыми в асимптотике от изменения в широких пределах параметров объекта и неконтролируемых внешних возмущений. Как правило, при проектировании системы оказывается возможным назначить желаемое время регулирования t_p^* при отработке постоянных воздействий, а также указать характеристики переходного процесса — перерегулиро-

вание σ , показатель колебательности ξ и др. По этим данным можно определить коэффициенты передачи решающего усилителя a_0, a_1 . Как отмечалось выше, в контуре положения необходимо обеспечить сочетание противоречивых требований — широкую полосу пропускания (высокую точность слежения при воспроизведении программы) в контурном режиме и аperiodическую характеристику в режиме позиционирования рабочего органа. Исходя из требуемых динамических свойств, представим в стандартном виде эталонную модель, порядок дифференциального уравнения которой не выше второго:

$$\tau^2 \ddot{\varphi}^* + 2\xi\tau \dot{\varphi}^* + \varphi^* = \varphi_3,$$

где τ — постоянная времени; ξ — коэффициент затухания колебаний. Сравнивая последнее уравнение с назначенным, имеем

$$a_1 = 2\xi\tau^{-1}, \quad a_0 = \tau^{-2}.$$

Как известно, если $\xi = \sqrt{2}/2$ (настройка на оптимум по модулю), то длительность переходного процесса составляет $t_p^* \approx 3\tau$, а перерегулирование — 4,3 %. Такие характеристики для приводов подат наиболее предпочтительны. Принимая $\xi = \sqrt{2}/2$, получаем

$$a_1 = \sqrt{2}\tau^{-1}; \quad a_0 = \tau^{-2}; \quad \tau = t_p^*/3.$$

Затем вычисляется требуемое значение k , при котором реализуется предписанная траектория движения.

Экспериментальные исследования (рис. 3) электропривода подат с контурами тока, скорости и положения, имеющими стандартные настройки, при трех- и пятикратном изменении параметров объекта (инерционных масс упругого объекта, параметров привода), действии статический и ударной нагрузки, а также при больших расстройках контуров подчиненного регулирования, приводя-

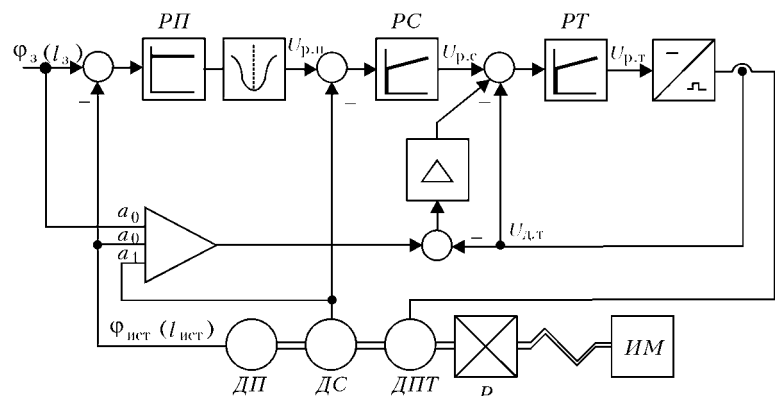


Рис. 2. Функциональная схема следящего электропривода подат МТР с ЧПУ: РП, РС, РТ — регуляторы соответственно положения, скорости и тока; ДП, ДС — датчики соответственно положения и скорости; ДПТ — двигатель постоянного тока; Р — редуктор; ИМ — исполнительный механизм; $\varphi_3(I_{л,з})$, $\varphi_{ист}(I_{ист})$ — соответственно заданное и истинное значения угла поворота (положения) исполнительного двигателя; $I_{л,з}$, $I_{ист}$ — линейное перемещение исполнительного механизма соответственно заданное и истинное; $U_{p,л}$, $U_{p,с}$, $U_{p,т}$, $U_{д,т}$ — соответственно выходные напряжения регуляторов положения, скорости, тока и датчика тока

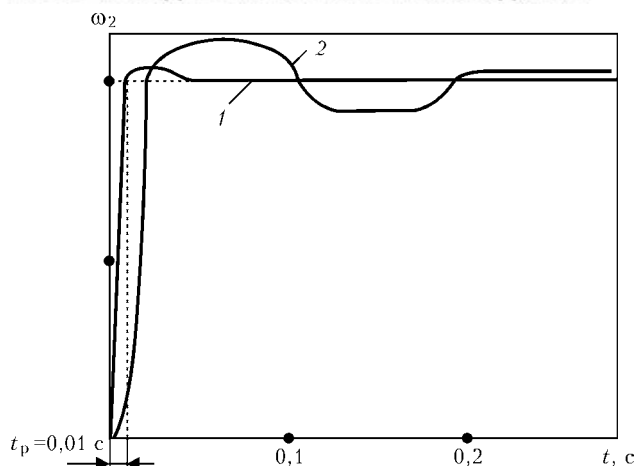


Рис. 3. Переходные процессы в следящей системе подачи МТР: 1 — при включенной коррекции с добротностью 50 рад/с; 2 — без коррекции с добротностью 8 рад/с; ω_2 — угловая скорость исполнительного механизма

щих типовую систему в нерабочее состояние, показали, что введение режекторного фильтра и контура управления ускорением обеспечивают эффективное подавление резонансных явлений в приводах подач (при отсутствии последних наблюдаются колебания второй массы с частотой 8...10 Гц), более высокую равномерность вращения (коэффициент неравномерности уменьшается примерно в 1,5...3,0 раза), высокое качество регулирования (апериодический переходный процесс имеет заданную форму с временем процессов 0,01 с и перерегулированием 5 %, что соответствует полосе пропускания контура положения не менее 50 Гц). При этом полоса пропускания следящей системы подачи роботов с ЧПУ при воспроизведении программы в режиме контурной обработки расширяется более чем в 5 раз (с 10...15 до 50 Гц и более), т. е. перекрывает область его резонансных частот. Заметим, что в исходной системе регулирование заканчивается за 0,15...0,20 с ($t_p \approx 3(\omega_c)^{-1}$, где ω_c — частота среза).

Применение новых приводов в МТР способствовало подавлению вибраций, в том числе и при одновременной работе обоих приводов с изменяющейся скоростью, что обеспечивало весьма точно воспроизведение линейных и круговых участков, острых углов (наиболее сложный элемент для слежения), высокую динамическую реакцию (максимальное отклонение от заданной траектории составляло всего 0,02 мм), максимальную скорость двигателя, развиваемой системой (около 20 м/мин).



Рис. 4. Машина «Кристалл ППЦ-2,5» после модернизации

В то же время не требуется выполнение трудоемкой наладки как на стадии ввода МТР, так и при их модернизации или ремонта.

Важной частью машины является ее система управления. В МТР используется устройство типа CNC (Compute Numerical Control) — современный аналог числового программного управления. Программы записываются в стандартных кодах ESS1 или ISO (ГОСТ 20.999-83) и представляют собой последовательность строк, где для каждого отрезка задаются координаты точки, в которую необходимо переместиться, а также способ и параметры интерполяции при выполнении данного перемещения [6].

С привлечением подходов, изложенных в настоящей работе, создано семейство новых высокодинамичных машин для резки. Оно включает 11 модификаций, приспособленных к компоновочным особенностям обслуживаемого оборудования, а также к характеру (серийности) производства. Базовая машина представляет собой дальнейшее развитие МТР типа «Кристалл».

Созданные машины предусматривают обработку листов шириной до 3,6 м, толщиной до 300 мм в зависимости от оснастки для резки. Их можно эффективно использовать на средних и крупных предприятиях. Для предприятий, уже имеющих МТР с цифровыми или фотокопирующими устройствами, отработана техника их модернизации и укомплектования дополнительной оснасткой. После модернизации производительность машин увеличивается на 30...50 %, расширяются их функциональные возможности и гарантируется высокое качество резки.

Технические характеристики базового варианта МТР приведены ниже:

Максимальная ширина обрабатываемого листа, мм	3600
Длина рельсового пути, до, мм	24000
Диапазон толщин обрабатываемого листа, мм, при резке, мм:	
кислородной	300
плазменной с пробивкой	5...28
плазменной при врезке с края	60
лазерной	0,5...10,0
Скорость перемещения рабочего органа по осям x и y , м/с (м/мин):	
быстрый ход	0,33(20,0)
максимальная рабочая	0,2(12,0)
Максимальное ускорение по осям x и y , м/с ²	2,0
Погрешность позиционирования на длине 10 м, мм	±0,2
Точность повторения, мм	±0,1
Диапазон воспроизводимых состояний	1·10 ⁶

Машины, изготовленные и модернизированные (рис. 4, 5) в течение последних лет НПП «Укртермаш», успешно эксплуатируются на предприятиях судостроения, машиностроения, металлургии, строительной индустрии Украины, Беларуси, России [1, 2].

Изложенный подход к построению МТР нового поколения на основе современного комплектного электрооборудования не только удовлетворяет требованиям международных стандартов, но и обеспечивает строгое выполнение всех заданий системы в условиях существенной нестабильности парамет-



Рис. 5. Машина «Гранат ППЛКП-3,2» после модернизации

ров, наличия механических резонансов и случайных изменений нагрузки.

Разработанные методы и алгоритмы управления значительно расширили сферы применения МТР и обеспечили увеличение экономической эффективности от их внедрения. Подходы к совершенствованию электроприводов и их реализация, рассмотренные в настоящей работе, обеспечивают сохранение требуемых показателей оптимизации на весь период эксплуатации приводов, «заводскую» готовность после ремонта и модернизации машин.

Выводы

1. Применение рассмотренного подхода к динамическому синтезу регуляторов приводов подачи МТР нового поколения существенно улучшило быстродействие и уменьшило погрешности позиционирования, что привело к расширению сферы применения машин для тепловой резки и увеличению их экономической эффективности.

2. Созданная базовая модель универсальной машины для термической резки оптимальна при мелкосерийном производстве и пригодна в том числе для лазерной резки.

3. Блочная-модульная конструкция машин обеспечивает быстрое реагирование на требования заказчика и способствует дальнейшему совершенствованию производства.

1. *Верещаго Е. Н., Просянов О. Ф.* Новые машины для термической резки // Мир техники и технологий. — 2004. — № 3. — С. 14–15.
2. *Машины термической резки нового поколения для судостроения и судоремонта / Е. Н. Верещаго, В. Ф. Квасницкий, О. Ф. Просянов, Г. Ф. Романовский // Судостроение. — 2004. — № 4–6. — С. 27.*
3. *Потанов В. А.* Опыт эксплуатации лазерных и плазменных установок для резки на заводах США // Сварщик. — 2000. — № 6. — С. 32–33.
4. *Машины нового поколения для термической резки в современном судостроении / В. М. Левшаков, В. Ф. Кириллов, Н. А. Степенкова, Ю. М. Гусельников // Свароч. пр-во. — 2003. — № 3. — С. 34–38.*
5. *Управление вентильными электроприводами постоянного тока / Е. Д. Лебедев, В. Е. Неймарк, М. Я. Пистрак и др. — М.: Энергия, 1970. — 200 с.*
6. *Сосонкин В. Л.* Программное управление технологическим оборудованием. — Л.: Машиностроение, 1991. — 512 с.

A new approach is considered to construction of the systems of control of electric drives in thermal cutting machines proceeding from the condition of implementation of the assigned motion trajectories, aimed at expansion of the sphere of their application and improving the cost-effectiveness of their use.

Поступила в редакцию 17.06.2004

Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики

12-я Международная конференция и выставка 20–24 сентября 2004 г. (Ялта)

Тематика конференции:

- Общие вопросы неразрушающего контроля (НК) и технической диагностики (ТД).
- Теоретические вопросы взаимодействия физических полей с веществом контролируемых объектов.
- Средства, системы, методики НК и ТД.
- Эксплуатационные характеристики и определение остаточного ресурса изделий.
- Методологическое обеспечение средств НК.
- Вопросы подготовки и аттестации специалистов, аккредитация подразделений НК и ТД.
- Исполнение Законов Украины «О стандартизации», «О подтверждении соответствия», «Об аккредитации органов по оценке соответствия» — путь повышения конкурентоспособности украинской продукции.
- Разработка стандартов в области НК и ТД.
- Заседание правления УО НКТД.

По всем вопросам, касающимся проведения конференции и выставки, обращаться к генеральному директору Украинского информационного центра «Наука. Техника. Технология» Главацкой Зое Юрьевне.

Тел./факс +380 44 573-3040 (с 8.00 до 14.00)
E-mail: office@conference.kiev.ua

МОДЕЛИРОВАНИЕ СОСТАВА ГАЗОВОЙ ФАЗЫ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ РЕЗКЕ СУДОКОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

С. И. СЕРБИН, д-р техн. наук, **В. В. КВАСНИЦКИЙ**, канд. техн. наук, **Ж. Г. ГОЛОБОРОДЬКО**, **М. В. МАТВИЕНКО**,
А. В. БУРЯКОВ, инженеры (Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Рассмотрены две плазмохимические системы — воздушная низкотемпературная и воздушно-паровая плазма. В соответствии с кинетической схемой, включающей 258 реакций, расчетным методом определен состав газовой фазы в массовых долях компонентов.

Ключевые слова: воздушно-плазменная резка, плазмообразующая среда, воздушно-паровая плазма, компоненты плазмы, насыщение азотом, порообразование

Воздушно-плазменная резка является основным способом изготовления судокорпусных деталей толщиной 5...30 мм. По производительности она существенно превосходит газокислородную резку, однако при сварке под флюсом наблюдается повышенная склонность к образованию пор в сварных швах. Наибольшее влияние на порообразование в сварных швах оказывает воздушно-плазменная резка при толщине разрезаемого металла до 14 мм [1].

Установлено, что основной причиной образования пор при сварке является азот, растворенный в кромках реза и находящийся в состоянии перенасыщенного раствора [2–4]. Экспериментально установлено, что добавка воды к плазмообразующему воздуху предотвращает образование пор.

Целью настоящей работы являлось изучение с использованием моделирования состава газовой фазы при плазменной резке с добавлением воды к плазмообразующему воздуху.

В работе [5] установлено, что вблизи границы дуги температура равняется приблизительно 5000 К. Из работ [6, 7] следует, что температура вблизи границы дуги (по различным методикам расчетов) составляет от 3600 до 6000 К. Исходя из этих данных температуру реагирующего с металлом газа принимали равной 5000 К, а объем дуги — постоянным, что позволяет процессы, происходящие в дуге при плазменной резке, сравнивать с процессами в плазмохимическом реакторе [8].

Для условий плазмохимического реактора разработана математическая модель химических превращений, которая описывает химические процессы в камере смешивания и основной зоне горения дуги. Математическое описание процессов основывается на том, что перемешивание происходит настолько интенсивно, что температура и концентрация компонентов в самом реакторе равны температуре и концентрации продуктов, которые выходят из него, а массовый расход рабочего тела при этом постоянный [9].

В работе состав газовой фазы определяли расчетным путем, используя кинетическую схему, включающую 58 реакций с 58 возможными ком-

понентами [10]. Рассмотрены два вида плазмохимических систем — воздушная низкотемпературная и воздушно-паровая плазма, моделирующая случай подвода воды в канал сопла плазматрона.

Уравнения сохранения компонентов и энергии имеют вид [11, 12]

$$G(Y_k - Y_k^{\text{in}}) - \omega_k M_k V = 0; \quad (1)$$

$$G \sum_{k=1}^K (Y_k h_k - Y_k^{\text{in}} h_k^{\text{in}}) - Q = 0, \quad (2)$$

где G — массовый расход компонента газовой смеси; Y_k — массовая доля компонента k на выходе; ω_k — скорость образования компонента k в единице объема в результате химического реагирования; M_k — молекулярная масса k -го компонента; V — объем реактора; K — общее количество компонентов; h_k — энтальпия веществ; Q — тепловой поток в реактор; индекс in соответствует условиям на входе.

Условное время пребывания компонента в реакторе определяется из выражения

$$\tau_r = \rho V / G.$$

Плотность смеси ρ вычисляется из уравнения состояния идеального газа

$$\rho = pM / (RT),$$

где p — давление смеси; M — молекулярная масса смеси; R — универсальная газовая постоянная; T — температура смеси.

При определении скорости образования компонента принималось во внимание, что коэффициент скорости произвольной элементарной реакции выражается уравнением Аррениуса.

Рассмотренные элементарные реакции можно представить в общем виде

$$\sum_{k=1}^k V'_{k,i} X_k = \sum_{k=1}^k V''_{k,i} X_k,$$

где $i = 1, \dots, I$; $V'_{k,i}$, $V''_{k,i}$ — стехиометрический коэффициент соответственно k -го исходного ком-

понента и k -го продукта в i -й реакции; X_k — мольная доля k -го компонента.

Скорость образования k -го компонента в единице объема в результате химического реагирования составляет

$$W_k = \sum_{i=1}^I V_{k,i} q_i,$$

где $k = 1, \dots, K$; $V_{k,i} = V'_{k,i} - V''_{k,i}$ — стехиометрический коэффициент k -й реакции; q_i — скорость прохождения i -й реакции, которая определяется уравнением

$$q_i = K_{f,i} \prod_{k=1}^K [X_k]^{V'_{k,i}} - K_{r,i} \prod_{k=1}^K [X_k]^{V''_{k,i}},$$

где $[X_k]$ — мольная концентрация k -го вещества; $K_{f,i}$, $K_{r,i}$ — константы скорости прохождения соответственно прямой и обратной i -й реакции.

Константа скорости прямой реакции выражается формулой

$$K_{f,i} = A_i T^{B_i} \exp\left(-\frac{E_i}{RT}\right),$$

где A_i — предэкспоненциальный множитель, моль/(см·К); B_i — показатель степени при температуре T , К; E_i — энергия активации, кал/моль; R — универсальная газовая постоянная, кал/(моль·К).

Константу скорости обратной реакции находим по формуле

$$K_{r,i} = \frac{K_{f,i}}{K_{c,i}},$$

где $K_{c,i}$ — константа равновесия, выраженная через концентрации.

Значение $K_{c,i}$ легче определить по термодинамическим свойствам через давление

$$K_{c,i} = K_{p,i} \left(\frac{P_{\text{атм}}}{RT}\right)^{\sum_{k=1}^K V_{k,i}},$$

где $K_{p,i}$ — константа равновесия, выраженная через парциальное давление компонентов; $P_{\text{атм}}$ — атмосферное давление, равное 100 кПа.

Константу равновесия $K_{p,i}$ получаем из выражения

$$K_{p,i} = \exp\left(\frac{\Delta S_i}{R} - \frac{\Delta H_i}{RT}\right),$$

где значения Δ указывают на возможные изменения при переходе исходных веществ в продукты реакций:

$$\Delta S_i^0 = \sum_{k=1}^K V_{k,i} \Delta S_k^0,$$

$$\Delta H_i^0 = \sum_{k=1}^K V_{k,i} \Delta H_k^0,$$

где ΔS_k^0 , ΔH_k^0 — стандартные изменения соответственно энтропии и энтальпии k -го вещества.

Решением системы $k+1$ нелинейных алгебраических уравнений (1) и (2) являются температура и массовые доли компонентов.

Сначала получены зависимости мольных долей компонентов X системы без добавок водяного пара (рис. 1). Химическое взаимодействие в этом случае рассматривали в виде реакций:



С повышением температуры от 1000 до 3000 К возрастают мольные доли оксида азота NO и атомарного кислорода. Изменение температуры от 3000 до 5000 К приводит к резкому увеличению содержания N и NOO при термическом разложении молекулярного азота. Содержание соединений NO₂ и N₂O незначительно. Мольные доли молекулярного и атомарного кислорода при температуре 5000 К практически равняются нулю.

Моделирование поведения воды, попадающей в сопло плазматрона, сводится к газофазным реакциям ионизированного воздуха с водяным паром. Химическое взаимодействие в системе, моделирующей случай воздушно-паровой плазмы, можно представить в виде следующих реакций [8, 10]:

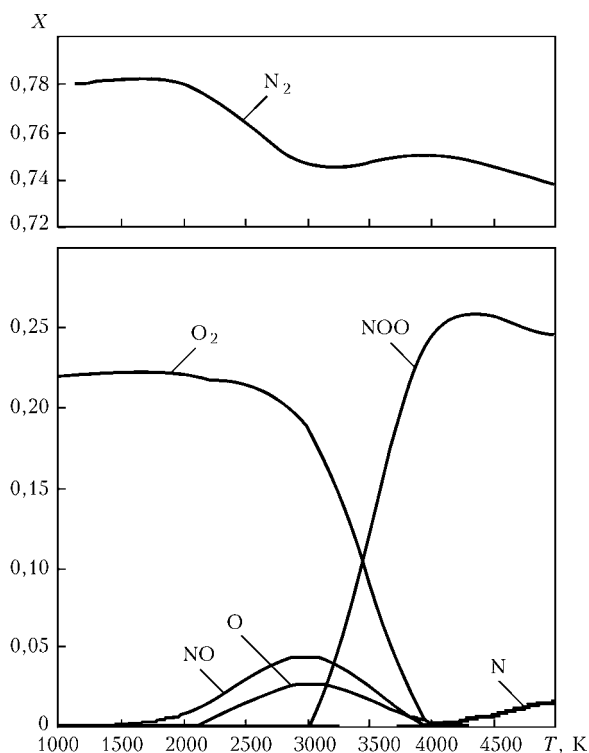
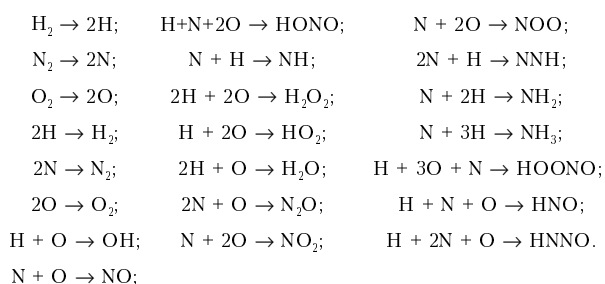


Рис. 1. Состав газовой фазы при воздушно-плазменной резке



Термодинамические свойства компонентов применимы до температур 5000...6000 К [8, 10]. Исследованы зависимости мольных долей стабильных продуктов и промежуточных соединений от температуры в условиях воздушно-паровой плазмы при мольных долях водяного пара в смеси с воздушной плазмой, равных 0,10; 0,17; 0,25; 0,35 и 0,50.

На рис. 2 показана зависимость степени конверсии молекулярного азота F_{N_2} от температуры при различных добавках водяного пара. Под степенью конверсии понимается соотношение

$$F_{\text{N}_2} = 1 - \frac{X_{\text{N}_2}}{X_{\text{N}_2}^0},$$

где X_{N_2} — равновесная доля молекулярного азота в плазмохимической системе; $X_{\text{N}_2}^0$ — мольная доля молекулярного азота в начальной смеси, которая подается в плазменный резак.

Таким образом, степень конверсии аналогична степени термического разложения и связывания азота в плазменной струе. При степени конверсии $X_{\text{N}_2} = 1$ весь молекулярный азот находится в виде связанных соединений или в атомарном виде.

Как видно из рис. 2, с повышением температуры происходит значительный рост степени конверсии в плазмохимической системе с добавками водяного пара. Так, при температуре 5000 К степень конверсии азота составляет 0,21, 0,31, 0,39, 0,41 и 0,66 при мольной доле водяного пара соответственно 0,10, 0,17, 0,25, 0,35 и 0,50 (для сравнения $F_{\text{N}_2} = 0,06$ для воздушной плазмы при указанной температуре). При этом важно то, что во всем

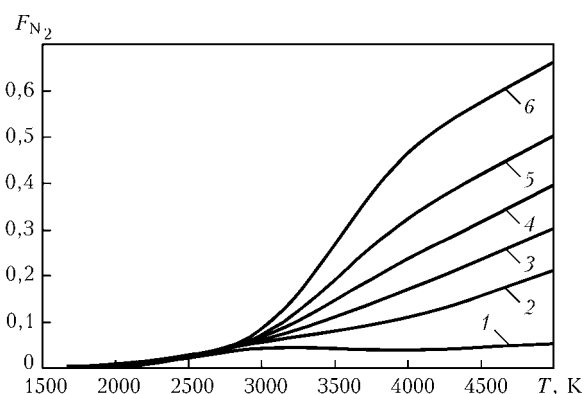


Рис. 2. Изменение степени конверсии молекулярного азота F_{N_2} в воздушной плазме в зависимости от мольных долей водяного пара: 1 — $\text{H}_2\text{O} = 0$; 2 — 0,10; 3 — 0,17; 4 — 0,25; 5 — 0,35; 6 — 0,50

температурном интервале при добавлении воды мольная доля атомарного азота уменьшается (рис. 3). Это свидетельствует о том, что конверсия молекулярного азота идет с образованием не атомарного азота, а сложных соединений, не растворимых в металле. Согласно расчетам, таковыми являются NOO, NO, NNH, HNNO и другие соединения, интенсивность образования и распада которых изменяется вместе с температурой. Наименее прочное из них — NO. При температуре 3000 К его доля в смеси наибольшая, а при 5000 К практически равна нулю.

Зависимость мольных долей атомарного и молекулярного водорода от количества водяного пара в плазме показана на рис. 4. При температурах до 4000 К с увеличением расхода водяного пара мольная доля молекулярного водорода возрастает. Концентрация атомарного водорода при температуре 5000 К возрастает по мере увеличения добавок водяного пара и равняется 0,185, 0,290, 0,380, 0,475 и 0,600 при мольных долях водяного пара соответственно 0,10, 0,17, 0,25, 0,35 и 0,50, а мольная доля молекулярного водорода резко уменьшается ($2,56 \cdot 10^{-3}$ и $2,62 \cdot 10^{-2}$ при добавлении воды соответственно 0,10 и 0,50). Результаты расчетов показали, что добавки водяного пара к воздуху снижают парциальное давление молекулярного и атомарного азота в плазме. Следует иметь в виду, что наличие водорода в среде уменьшает содержание азота в стали [13]. Металлографические исследования кромок реза подтвердили отсутствие азотированного слоя при добавках водяного пара, в отличие от резки с использованием чистой воздушной плазмы. В последнем случае на кромке реза наблюдается сплошной белый слой металла, имеющий микротвердость до 7000 МПа.

Результаты расчетов состава газовой фазы практически совпадают с экспериментальными и расчетными данными, приведенными в работе [8]. Кроме того, для оценки полученных результатов нами использован метод закалки плазмы [8, 14]. Для моделирования процессов закалки предполагалось наличие быстрого линейного уменьшения температуры плазмохимической смеси от равновесной до температуры 300 К за промежуток времени около 5 мс и разбавление равновесных плазмохимических продуктов водяным паром в объемном отношении

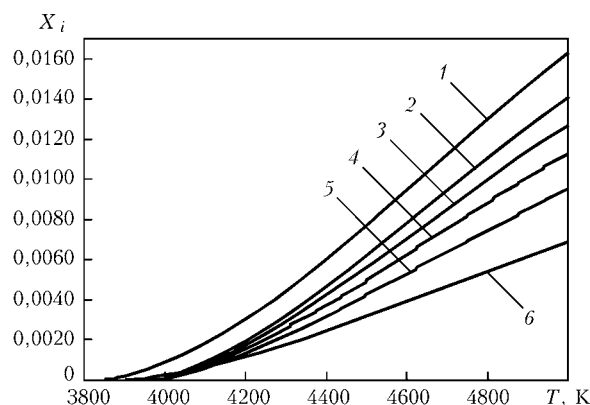


Рис. 3. Изменение мольной доли атомарного азота X_i в условиях плазмы в зависимости от мольных долей водяного пара (1–6 — см. рис. 2)

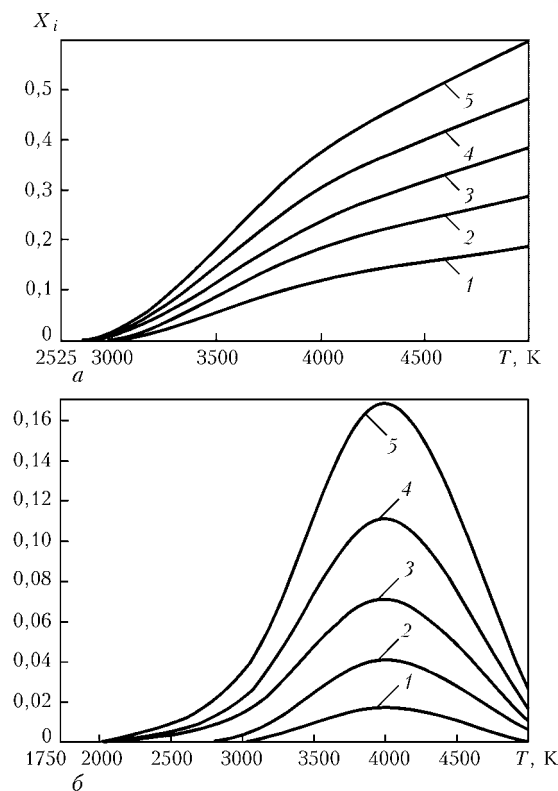


Рис. 4. Изменение мольной доли атомарного (а) и молекулярного (б) водорода в условиях плазмы в зависимости от мольных долей водяного пара: 1 — $\text{H}_2\text{O} = 0,10$; 2 — 0,17; 3 — 0,25; 4 — 0,35; 5 — 0,50

1:100. Кинетическая схема оставалась прежней [10] и в общем случае включала 58 компонентов.

Рассчитано изменение относительного массового содержания ряда плазмохимических продуктов в пробе, охлажденной до температуры 300 К, при добавках в плазменный резак водяного пара. Относительное содержание плазмохимических продуктов представляет собой отношение концентрации продуктов по массе в охлажденной пробе, приведенной к стандартным атмосферным условиям, к их концентрации по массе в охлажденной пробе воздушной плазмы (без добавок водяного пара), также приведенной к стандартным атмосферным условиям.

Установлено, что выход водород-азотистых соединений NH_3 , HNO по массе при изменении мольных долей водяного пара в исходной смеси от 0,17360 до 0,3866 в сопоставлении с воздушной плазмой увеличивается соответственно в 1,585...2,614 и 1,714...3,535 раза. Полученные теоретические данные хорошо согласуются с экспериментальными, показывающими, что при добавлении воды в струю плазмы концентрация аммиака и нитратов в закалочной воде увеличивается в 2,2 раза, нитритов — в 1,7 раза и гидразина — в 2,4 раза. В то же время для этих же параметров выход оксидов азота NO и NO_2 уменьшается соответственно в 1,23...1,62 и 1,12...1,17 раза.

Two plasma-chemical systems are considered, namely air low-temperature and air-vapour plasma. In keeping with the kinetic diagram, including 258 reactions, the design method was used to determine the composition of the gas phase in weight fractions of the components.

Благодаря экспериментальным исследованиям процесса порообразования в сварных швах после воздушно-плазменной резки судокорпусных сталей с добавлением в плазму воды определен оптимальный расход воды, который зависит от расхода воздуха. Дальнейшее увеличение расхода воды предотвращает появление пор с матовым цветом поверхности металла, вызванных азотом, но при этом наблюдаются поры, имеющие поверхность металла серебристого цвета, вызванные водородом [14].

Выводы

1. Добавка водяного пара к воздушной плазме увеличивает степень конверсии молекулярного азота. Парциальное давление молекулярного и атомарного азота уменьшаются за счет сложных соединений, интенсивность образования которых зависит от температуры.

2. Оптимальная добавка водяного пара к воздуху является эффективным способом уменьшения содержания азота в плазме, насыщения кромок реза азотом и повышения стойкости сварных швов против образования пор.

3. Полученные теоретические результаты хорошо совпадают с экспериментальными данными.

1. Голобородько Ж. Г., Квасницкий В. В. Влияние плазмообразующей среды при резке на образование пор при сварке судокорпусных сталей // 36. науч. праць УДМУ. — 2002. — № 3. — С. 25–31.
2. Головченко В. С., Доброленский В. П., Мисуров И. П. Тепловая резка металлов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1975. — 272 с.
3. Кохлякин Л. О. Исследования характера пористости швов после воздушно-плазменной резки сталей // Термическая резка и газопламенная обработка металлов: Тр. ВНИИавтогенмаш. — Воронеж, 1976. — С. 24–37.
4. Морозов А. Н. Водород и азот в стали. — М.: Металлургия, 1968. — 282 с.
5. Фишкельбург В., Меккер Г. Электрические дуги и термическая плазма. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 261 с.
6. Энгельшт Ю. С., Урюков Б. А. Низкотемпературная плазма. Т. 1: Теория столба электрической дуги. — Новосибирск. — 1990. — 589 с.
7. Сварка в машиностроении: Справочник. В 4 т. / Под ред. Н. А. Ольшевского. — М.: Машиностроение, 1978. — 504 с.
8. Ганз С. Н., Пархоменко В. Д. Получение связанного азота в плазме. — Киев: Вища шк., 1976. — 192 с.
9. A fortran program for modeling well-stirred reactors / P. Glarborg, R. J. Kee, J. F. Grcar, J. A. Miller: (Sandia Rapp.) / Sandia Nat. Lab. — SAND86-8209. — 1989. — 54 p.
10. Романовский Г. Ф., Сербин С. И. Плазмохимические системы судовой энергетики: Учеб. пособие. — Николаев: УГМТУ, 1998. — 246 с.
11. Kee R. J., Rupley F. M., Miller J. A. Chemkin-II: A fortran chemical kinetics package for the analysis of gas-phase chemical kinetics: (Sandia Rapp.) / Sandia Nat. Lab. — SAND89-8009. — 1989. — 127 p.
12. Kee R. J., Rupley F. M., Miller J. A. The Chemkin thermodynamic data base: (Sandia Rapp.) / Sandia Nat. Lab. — SAND87-8215B. — 1993. — 155 p.
13. Підгасцький В. В. Пори, включення і тріщини в зварних швах. — Київ: Техніка, 1970. — 236 с.
14. Голобородько Ж. Г., Квасницкий В. В. Исследование плазменной резки в плазмообразующих средах с добавлением воды // 36. науч. праць УДМУ. — 2002. — № 5. — С. 37–46.

Поступила в редакцию 01.06.2004

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

В. Ф. КВАСНИЦКИЙ, д-р техн. наук (Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев),
Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено, что при диффузионной сварке жаропрочных сплавов использование процессов ползучести на неустановившейся стадии сокращает время образования физического контакта соединяемых поверхностей. Сварка образцов жаропрочного сплава, находящихся в аустенизированном и состаренном состояниях, или применение промежуточных прокладок, находящихся в структурном состоянии, отличным от состояния основного металла, позволяет интенсифицировать процессы взаимодействия соединяемых поверхностей и обеспечить свойства соединения на уровне основного металла.

Ключевые слова: жаропрочные сплавы, диффузионная сварка, ползучесть, структурное состояние, дислокационная структура, механические свойства

Жаропрочные сплавы, предназначенные для работы при высоких температурах, имеют малую диффузионную подвижность атомов, высокое сопротивление ползучести и термодинамически прочные оксидные пленки. Эти свойства затрудняют установление физического контакта соединяемых поверхностей, образование межатомных связей между поверхностными атомами, а также существенно замедляют развитие объемных процессов диффузии и рекристаллизации, необходимых для формирования монолитного соединения. Поэтому интенсификация процессов диффузионной сварки является актуальной проблемой.

Целью настоящего исследования является разработка технологической схемы диффузионной сварки, позволяющей интенсифицировать образование качественного соединения на примере жаропрочных сплавов.

В классической схеме диффузионной сварки в вакууме однородных металлов условно выделяют три стадии формирования сварного соединения: образование физического контакта, активацию соединяемых поверхностей и объемное взаимодействие свариваемых металлов в зоне сварки [1]. Установлено, что механизмы формирования соединений существенно зависят от скорости сварочного нагружения и деформации [2, 3]. Если пластическая деформация в зоне сварки при скорости сварочного нагружения порядка 10^{-4} с^{-1} главным образом происходит по дислокационному механизму, то при высоких скоростях формирования преобладающими в пластическом течении являются коллективные формы движения дефектов кристаллической решетки [2].

Диффузионная сварка жаропрочных сплавов обычно выполняется при малых скоростях пластической деформации, реализуемой по механизму ползучести на установившейся стадии [1]. Наши исследования показали, что при температурах сварки 1155...1195 °С и давлениях 25...30 МПа ско-

рость ползучести составляет $10^{-4} \dots 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Известно [4], что на установившейся стадии ползучести в результате достижения равновесия между процессами деформационного упрочнения и термически активируемого разупрочнения устанавливается минимальная скорость деформации, сохраняющаяся постоянной в течение всей второй стадии ползучести. На первой стадии ползучести превалирует процесс термического разупрочнения, что обеспечивает более высокие скорости деформаций. По мере возрастания значения деформации скорость упрочнения увеличивается, а скорость ползучести убывает до значения скорости ползучести на второй стадии. Поэтому нами исследована возможность использования при диффузионной сварке жаропрочных сплавов первой стадии ползучести с более высокими скоростями деформации. Однако вначале необходимо было установить наличие более высоких скоростей деформации, поскольку известно, что начало установившейся ползучести зависит от температуры и состава металла [4]. Часто высоколегированные сплавы не имеют стадии неустановившейся ползучести [4, 5].

Скорость ползучести сплавов определяли по методике, описанной в работе [6], на установке ИМАШ-5С. При анализе результатов исходили из непрерывности и единого механизма процесса ползучести для данных условий, а зависимость деформации от времени определялась уравнением [4]

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \varepsilon_n(1 - e^{-rt}) + \dot{\varepsilon}_y t,$$

где ε_0 — деформация после нагружения; ε_n — предельная деформация на неустановившейся стадии; r — отношение скорости неустановившейся ползучести ε_n к деформации на неустановившейся стадии; t — длительность процесса; $\dot{\varepsilon}_y$ — скорость ползучести на второй стадии.

При этом скорость ползучести ε для любого времени описывали уравнением

$$\varepsilon = r\varepsilon_n e^{-rt} + \dot{\varepsilon}_y.$$

Обработка экспериментальных данных для дисперсионно-упрочняемых и дисперсионно-неупрочня-

емых сплавов показала, что между скоростями ползучести на неустановившейся и установившейся стадиях при указанных выше температурах существует прямо пропорциональная зависимость типа

$$\varepsilon_n = k \dot{\varepsilon}_y,$$

где k — коэффициент пропорциональности, который для жаропрочных сплавов при температурах 1150...1175 °С составлял 2,73...3,29.

При этом $\dot{\varepsilon}_y$ находили через постоянную ползучести A_n и энергию активации ползучести ΔH_n , которые определяли по методу малых скачков температур [6].

В результате проведенных экспериментов установлено, что скорость деформации при диффузионной сварке жаропрочных сплавов можно существенно увеличить, используя неустановившуюся стадию ползучести. При этом сварку образцов выполняли с нагружением и снятием нагрузки в несколько циклов по схеме, предложенной Э. С. Каракозовым для титановых сплавов [5]. При снижении нагрузки скорость деформации убывает, что обеспечивает релаксационные процессы и повышение скорости деформации в следующем цикле нагружения. Сварку выполняли при температурах 1155...1195 °С, давлениях 25...30 МПа с варьированием пауз между циклами, однако исследования показали, что несмотря на значительную деформацию и интенсивное развитие рекристаллизации и образования субструктуры, микроструктура сварного соединения сохраняет четкую границу по бывшему стыку (рис. 1).

Электронно-микроскопические исследования показали, что оксидные пленки являются барьерами для перемещения дислокаций. Наличие на поверхностях жаропрочных сплавов термодинамически прочных и устойчивых оксидных пленок значительно препятствует образованию внуткристаллитных межатомных связей в зоне контакта соединяемых материалов. Нагрев до температуры 1200 °С даже в вакууме 10^{-5} Па не обеспечивает активации соединяемых поверхностей за счет диссоциации и возгонки оксидных пленок [7].

Изучение поверхностей образцов по фрактограммам разрушения показало сокращение времени образования физического контакта. При анализе распределения деформаций в зоне нагрева установлено увеличение степени деформации в зоне стыка, однако образование общих зерен в стыке наблюдали только при сварке жаропрочного сплава ЭИ602 с низким содержанием алюминия и титана (0,35...0,75 %). Поэтому в дальнейшем исследовали возможность локализации деформации в зоне стыка за счет развития деформации сдвига.

Обычная схема диффузионной сварки с равномерным нагревом в зоне соединения обоих образцов не является благоприятной с точки зрения активации поверхностей [8], поскольку, как показано авторами, при нагреве цилиндрических образцов и образовании под действием усилия сжатия бочковатости с максимальным диаметром в зоне стыка касательные напряжения и деформации

сдвига по плоскости стыка равны нулю. Исходя из этого в работе [8] предложен способ диффузионной сварки жаропрочных сплавов с прокладкой, нагреваемой до более высокой температуры, чем основной металл, что создает более благоприятное напряженно-деформированное состояние с развитием деформации сдвига. Эффективность этого способа диффузионной сварки подтверждена экспериментально, однако использование более горячей прокладки усложняет технологию сварки. Поэтому нами исследован более простой способ диффузионной сварки жаропрочных сплавов, находящихся в различном структурном состоянии, а также соединяемых с применением прокладок, структурное состояние которых отличается от структурного состояния основного металла. Например, если дисперсионно-упрочняемый сплав свариваемого образца находился в аустенизированном состоянии, то применяли прокладку в состаренном состоянии, и наоборот. При этом собранные под сварку образцы сразу сжимали и нагревали вместе с прокладкой. Учитывая, что удельный объем металла в состаренном состоянии меньше, чем в аустенизированном, при температурах сварки (аустенизации) состаренный металл будет расширяться в результате растворения γ' -фазы. При этом деформации свариваемых образцов, связанные с выделением или растворением γ' -фазы, являются структурными. Следует отметить, что объем металла изменялся также при растворении или выделении и других избыточных фаз при термической обработке дисперсионно-твердеющих сплавов [9], а величина структурных деформаций во многом зависит от химического состава жаропрочных сплавов и режимов термической обработки. Структурные деформации свариваемых дисперсионно-упрочняемых сплавов определяли на dilatометре Шевенара и пластинчатых образцах деформометром с базой измерения 100 мм. Перед испытанием образцы подвергали закалке в воде от температуры нагрева 1200 °С.

Для определения температурного интервала, в котором изменение объема образцов дисперсионно-твердеющих сплавов, обусловленное структурными изменениями, записывали dilatограммы при нагреве и охлаждении образцов из сплавов ЭП539ВД, ЭП539ЛМ и ЭП99 с различными скоростями на-

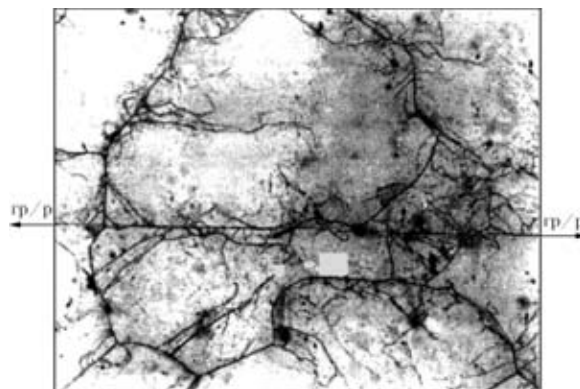


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения сплава ЭП99 с сохраненной ориентацией границы раздела (гр/р) относительно плоскости первоначального контакта, $\times 200$

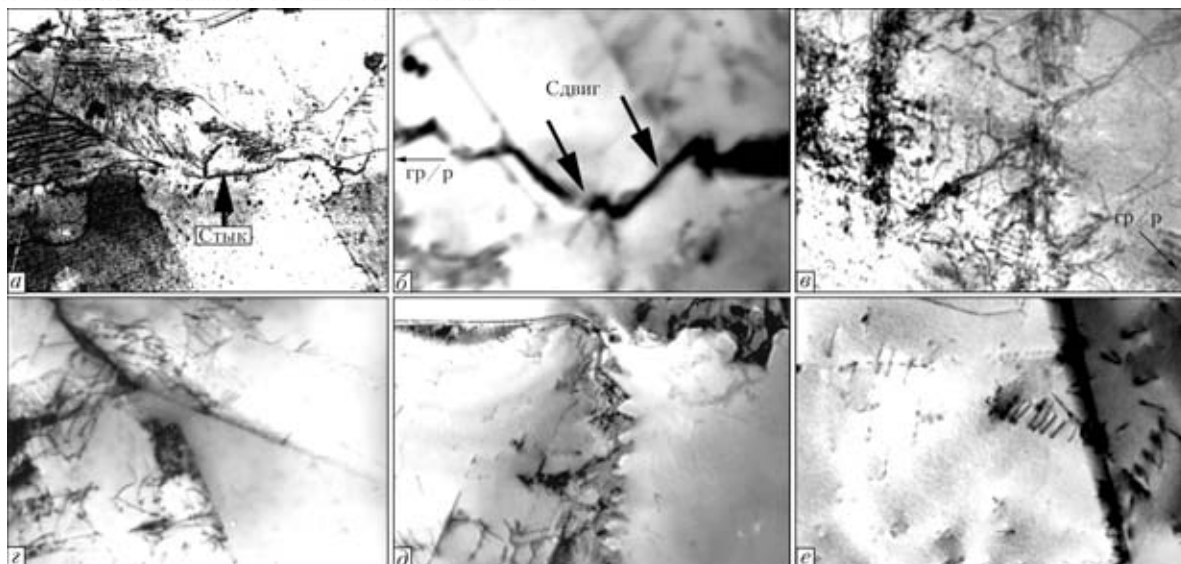


Рис. 2. Микроструктура сварного соединения жаропрочного сплава при различном структурном состоянии свариваемых образцов: *a* — общий вид зоны стыка металла (ЭП99) в аустенизированном и прокладки (ЭП539ЛМ) в состаренном состоянии, $\times 300$; *b* — разрушение и смещение участков границы раздела вместе с поверхностными оксидами (темный контраст) под действием локальных сдвиговых деформаций (стрелки), $\times 15000$; *в* — тонкая структура в области полного распада границы раздела, $\times 17000$; *г*, *д* — скопления дислокаций и систем скольжения на расстоянии $\sim 0...5$ мкм от границы раздела соответственно со стороны прокладки и основного металла, $\times 15000$; *е* — характер дислокационной структуры в основном металле на расстоянии ≥ 15 мкм от границы раздела, $\times 15000$

рева (от 5 до 20 °С/мин) и выдержке в течение 1 ч при температурах 650, 700, 750 и 850 °С. Характер дилатограмм качественно был одинаков для всех исследуемых сплавов. Количественно структурные деформации литейного сплава, т. е. с более высоким содержанием алюминия и титана, выше. Поэтому для сварки сплава ЭП99 использовали прокладки из сплава ЭП539, для сварки дисперсионно-неупрочняемых сплавов — прокладки из сплава ЭП99. При температуре около 650 °С наблюдали замедление роста длины образца при нагреве. Деформация укорочения образцов из сплава ЭП99 после нагрева и охлаждения до комнатной температуры с выдержкой в течение 1 ч при 850 °С составляла примерно $13 \cdot 10^{-4}$.

Для исследования влияния температуры и времени выдержки сплавов при температуре старения на величину структурных деформаций использовали образцы размером 150×60×1,5 мм, которые после закалки нагревали до температур 620, 650, 680, 740, 850 и 900 °С, выдерживали в течение 5, 15, и 30 мин, 1,5, 10 и 15 ч, а затем определяли их укорочение и твердость металла. Установлено, что укорочение образцов из сплава ЭП99 начинается уже с температуры 680 °С, причем в течение 15...30 мин. При температурах 850...900 °С наблюдали наибольшее укорочение и наибольшую твердость металла, причем укорочение происходило даже после выдержки 5 мин. Нагрев при температуре 620...650 °С, хотя и приводил к некоторому укорочению образцов, на твердость металла не влиял. Следует отметить, что и при более высоких температурах старения эффект укорочения проявлялся раньше, чем повышение твердости. Это позволяет предположить, что уменьшение объема металла происходит на первой стадии старения, когда в кристаллах пересыщенного твердого раствора начинается восходящая диффузия атомов

алюминия и титана. Подобного уменьшения объема не наблюдали при нагреве предварительно состаренных образцов.

Качественно аналогичные результаты получены авторами работы [9] применительно к условиям горячей деформации и последующей термической обработки. Изменения размеров закаленного образца (особенно заметные для сплава ЭИ828) наблюдали при нагреве уже при температуре 600 °С. В работе также установлено, что распад твердого раствора при температурах старения начинается уже с минутной выдержки закаленных образцов.

Полученные значения структурных деформаций согласуются с данными рентгеноструктурного анализа по параметрам γ -фазы и перенасыщенного γ -раствора. Например, при содержании в сплаве ЭП539ВД 30 % γ -фазы несоответствие параметров решеток составляет около 0,001 нм, т. е. примерно 0,3 %, а деформация сплава — около 10^{-3} .

Диффузионная сварка жаропрочных сплавов ЭП99 и ЭИ602, находящихся в состоянии закалки, через прослойки (сплав ЭП539ЛМ и ЭП99 соответственно) в состаренном состоянии подтвердила интенсификацию процесса по сравнению с классической схемой. Микроструктура сварного соединения показана на рис. 2.

Электронно-микроскопические исследования тонких фольг на просвет проводили на различном удалении от стыка (0...15,2 мкм), по стыку и в прокладке, причем на образцах, охлажденных сразу после сжатия и после выдержки 6 мин, при температуре 1150 °С. Исследования тонкой структуры на просвет как со стороны прокладки (рис. 2, *г*), так и со стороны основного металла (рис. 2, *д*) позволили выявить ряд особенностей в распределении дефектов кристаллической решетки в зоне сварки. Для центральной части прокладки и основного металла на глубине более 50 мкм характер-

на относительно невысокая плотность дислокаций ($\rho = 1,5...4,6 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$, рис. 2, *е*). Ближе к границе раздела плотность систем скольжения растет, возрастает и уровень внутренних напряжений, о чем свидетельствует скопление дефектов кристаллической решетки в местах взаимодействия систем скольжения. С уменьшением расстояния до границы раздела плотность дислокаций увеличивается, достигая значения $(2,0...3,5) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в зоне глубиной до 5 мкм (рис. 2, *з*). Поскольку плотность дислокаций пропорциональна деформации, то это свидетельствует об интенсификации деформационных процессов за счет возрастающих напряжений сдвига в зоне стыка с прокладкой по сравнению с традиционной схемой. Вдоль зоны контактирования обнаруживаются области полного распада и миграции границ зерен (рис. 2, *в*), как результат развития рекристаллизационных процессов.

Интенсивное развитие деформаций сдвига в зоне стыка четко подтверждается оптическим изображением структуры на рис. 2, *а*, отличающейся от структуры, приведенной на рис. 1.

Эксперименты подтвердили эффективность влияния предложенной схемы на формирование и механические свойства сварных соединений жаропрочных сплавов. При сварке сплава ЭП99, находящегося в аустенизированном состоянии, через прокладку ЭП539ЛМ в состаренном состоянии в процессе как кратковременных, так и длительных испытаний при температуре 900 °С образцы разрушались вне стыка. Сварку образцов выполняли при нагреве в сжатом состоянии при давлении 15 МПа.

Аналогичные результаты получены при сварке сплавов ЭП99 и ЭИ602, причем давление сжатия при температуре сварки уменьшено в 1,65 раза по сравнению со сваркой без прокладки (15 и 25 МПа соответственно). При сварке сплава ЭП99 в состоянии поставки по традиционной схеме при давлении 15 МПа предел прочности сварных соединений при температуре 900 °С равнялся 66...133/92 МПа. При сварке на том же режиме образцов, один из которых был в аустенизированном состоянии, а другой — в состаренном предел прочности соединений равнялся 550...630/583 МПа. При сварке аустенизированных образцов из сплава ЭП99 через прокладку из этого же сплава в состаренном состоянии предел прочности соединений равнялся 540...652/592 МПа. Сварные образцы из сплава ЭИ602 с прослойкой из сплава ЭП99 в состаренном состоянии всегда разрушались по сплаву ЭИ602, а образцы, сваренные на том же режиме без прокладки, всегда разрушались по стыку. Таким образом, исследования структуры и свойств сварных соединений свидетельствуют о существенном влиянии рассмотренной технологической схемы сварки на интенсивность развития образования и качество сварных соединений.

It is established that in diffusion bonding of high-temperature alloys use of the creep processes at the unsteady creep stage shortens the time to establishment of physical contact of the surfaces being joined. Welding of blanks of a high-temperature alloy which are in the austenitized and aged conditions or application of intermediate gaskets, being in the structural state different from that of the base metal, allows intensifying the processes of interaction of the surfaces being joined and providing joint properties on the level of those of base metal.

Выводы

1. Использование неуставившейся стадии ползучести жаропрочных сплавов позволяет увеличить скорость пластической деформации и сократить время образования физического контакта соединяемых поверхностей при диффузионной сварке, однако микроструктура сварных соединений дисперсионно-упрочняемых сплавов сохраняет четкую границу зерен по бывшему стыку.

2. Активация соединяемых поверхностей, локализация деформации в зоне стыка и интенсивное развитие объемных процессов при диффузионной сварке жаропрочных сплавов обеспечиваются применением прокладок, находящихся в структурном состоянии, отличном от структурного состояния основного металла.

3. Растворение упрочняющей фазы жаропрочных сплавов и соответственно увеличение удельного объема материала прослойки способствует повышению уровня касательных напряжений и развитию сдвиговой деформации в зоне контакта свариваемой пары, что позволяет интенсифицировать процессы взаимодействия соединяемых поверхностей и обеспечить свойства соединений на уровне свойств основного металла.

4. Использование заготовок жаропрочных сплавов, находящихся в различном структурном состоянии, позволяет снизить удельные давления сжатия при диффузионной сварке и обеспечить высокое качество соединений.

1. *Теория, технология и оборудование диффузионной сварки*: Учеб. для вузов / В. А. Бачин, В. Ф. Квасницкий, Д. И. Котельников и др. — М.: Машиностроение, 1991. — 352 с.
2. *Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М.* Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.
3. *Процессы массопереноса в условиях сварки давлением разнородных металлов* / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко и др. // Там же. — 2002. — № 7. — С. 43–49.
4. *Гарофало Ф.* Законы ползучести и длительной прочности металлов. — М.: Металлургия, 1968. — 304 с.
5. *Каракозов Э. С.* Сварка металлов давлением. — М.: Машиностроение, 1986. — 280 с.
6. *Квасницкий В. Ф.* Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении. — Л.: Судостроение, 1985. — 224 с.
7. *Мусин Р. А., Анциферов В. Н., Квасницкий В. Ф.* Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 208 с.
8. *Диффузионная сварка в вакууме дисперсионно-твердеющих жаропрочных сплавов с прокладками* / Г. В. Ермолаев, Н. П. Житников, В. Ф. Квасницкий и др. // Судостроительная пром-сть. Сер. Сварка. — 1988. — Вып. 6. — С. 13–23.
9. *Изучение кинетики упрочнения и разупрочнения жаропрочных сплавов с целью выбора температурного интервала горячей пластической деформации и термической обработки* / Н. П. Жетвин, Я. Л. Фрид, Е. М. Концевая и др. // Свойства и применение жаропрочных сплавов. — М.: Наука, 1966. — С. 213–218.

Поступила в редакцию 17.05.2004,
в окончательном варианте 17.06.2004

УЧЕТ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ КОМПЬЮТЕРНОМ МОДЕЛИРОВАНИИ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ В ПАЯНЫХ УЗЛАХ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Г. В. ЕРМОЛАЕВ, канд. техн. наук, А. В. ЛАБАРТКАВА, Ю. Н. ХИЗНИЧЕНКО, инженеры
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

С использованием метода конечных элементов разработана методика моделирования полей собственных напряжений и деформаций с учетом пластических деформаций. Путем сравнения теоретических и экспериментальных значений показана хорошая точность метода. Установлено, что первые пластические деформации появляются в соединении у его краев, где сочетаются высокие касательные τ_{xy} и нормальные σ_x напряжения.

Ключевые слова: пайка, разнородные материалы, пластические деформации, напряжения, моделирование, метод конечных элементов

Применение разнородных материалов в узлах машиностроительных и энергетических установок позволяет достичь оптимального сочетания и распределения эксплуатационных свойств между отдельными частями конструкции. При этом наибольшее распространение получили сочетания металлов с керамикой, тугоплавкими, композиционными и другими материалами.

Наиболее эффективным способом соединения разнородных материалов считают пайку, однако главной проблемой все-таки является обеспечение работоспособности соединений при различных физико-химических и физико-механических свойствах соединяемых материалов и сплавов. Поэтому исследование напряженно-деформированного состояния узлов из разнородных материалов — актуальная задача.

Несмотря на многочисленные исследования, посвященные соединению разнородных материалов, ряд научных и прикладных вопросов до настоящего времени остаются малоизученными и требуют разрешения. В частности, в технической литературе очень мало систематизированных данных о влиянии физико-механических свойств материалов, геометрических характеристик конструкции на образование и распределение собственных напряжений и деформаций в паяных узлах. Ранее разработан подход, позволяющий моделировать поля собственных напряжений и деформаций в конструкциях из разнородных материалов без учета пластических деформаций [1]. В работе [2] экспериментально исследованы собственные деформации образца типа трехслойного бруса. Сравнение экспериментальных и расчетных данных показало хорошую точность разработанного метода. Если один из материалов является пластичным, то в нем начинают развиваться пластические деформации, которые влияют на картину напряженно-деформированного состояния.

Целью данной работы являются разработка метода компьютерного моделирования полей напряжений и деформаций в узлах из разнородных материалов с учетом пластических деформаций, а также исследование влияния пластических деформаций на поля напряжений в двухслойном брус.

В общем случае упругопластического деформирования деформации в любой точке могут быть представлены в виде [3]

$$\varepsilon = \varepsilon_y + \varepsilon_n + \varepsilon_d,$$

где ε_y — упругая деформация; ε_n — деформации мгновенной пластичности; ε_d — деформации диффузионной пластичности (ползучести).

Деформации мгновенной пластичности рассчитывали по теории упругопластических деформаций, материал принимали идеально пластичным [3]. Условная диаграмма растяжения показана на рис. 1. Деформации диффузионной пластичности не учитывались.

Появление пластических деформаций в каждом конечном элементе (КЭ) определяли по условию Мизеса-Генки [3]:

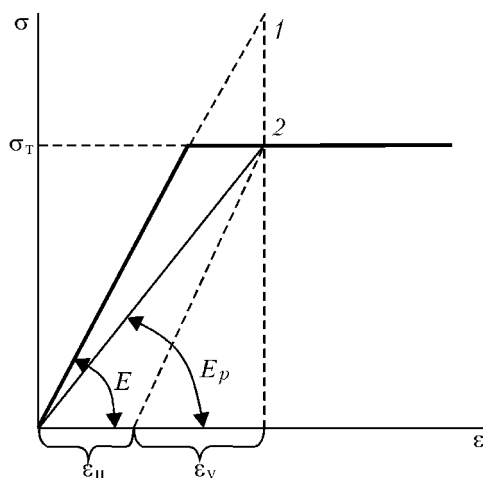


Рис. 1. Схема определения пластических деформаций: 1 — расчет в первом приближении при исходном модуле упругости E ; 2 — расчет с учетом пластических деформаций с секущим модулем E_p

$$\sigma_i > \sigma_T,$$

где $\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_x - \sigma_z)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{xz}^2 + \tau_{yz}^2)}$ — интенсивность напряжений, в случае плоского напряженного состояния $\sigma_i = \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \sigma_y + 3\tau_{xy}^2}$.

При выполнении условия $\sigma > \sigma_T$ в некоторых КЭ расчет повторяли с секущим модулем $E_p = E(1 - p)$, где p — параметр, характеризующий степень развития пластических деформаций в соответствующих КЭ. Расчет выполняли методом последовательных приближений с постоянным увеличением p . Начальное значение $p = 0$ последовательно увеличивали с шагом 0,01 до тех пор, пока не выполнялось условие $\sigma \leq \sigma_T$, т. е. отсутствие течения во всех КЭ. В пластически деформированных КЭ подсчитывали интенсивность пластических деформаций по приближенной методике, как для линейного напряженного состояния.

Как следует из рис. 1, суммарные деформации $\varepsilon = \varepsilon_n + \varepsilon_y = \sigma_T / E_p$. Поскольку $\varepsilon_y = \sigma_T / E_p$, $E_p = E(1 - p)$, то после подстановки и преобразований получим $\varepsilon_n = \frac{\sigma_T}{E} \frac{p}{1 - p}$.

Упругие деформации и напряжения подсчитывали с учетом окончательных значений секущего модуля в КЭ после пластического деформирования.

Для проверки точности расчета с учетом пластических деформаций нами рассчитана стрелка прогиба образца, описанного и экспериментально исследованного в работе [4].

Анализ результатов моделирования показал хорошее совпадение значений (по результатам моделирования $f = 2,1$ мм, согласно работе [4] $f = 2,5$ мм).

По разработанной методике исследовано влияние пластических деформаций на поля собственных напряжений для нескольких вариантов соединения симметричного двухслойного бруса ($B_1 = B_2$). Изучали узел с одинаковыми модулями упругости и пределом текучести слоев ($E_1 = E_2$, $\sigma_{T1} = \sigma_{T2}$), одинаковыми модулями ($E_1 = E_2$), но разными значениями предела текучести слоев ($\sigma_{T1} > \sigma_{T2}$), модулями упругости ($E_1 > E_2$) и пределами текучести слоев ($\sigma_{T1} > \sigma_{T2}$). Коэффициенты температурного расширения соединяемых материалов принимали различающимися в два раза ($\alpha_1 = 2\alpha_2$).

Степень развития пластических деформаций колебалась за счет изменения σ_T от 375 до 100 МПа так, что пластические деформации развивались одновременно в обоих слоях. Результаты решения сравнивали с «упругим» ($\sigma_T = 400$ МПа).

Для количественной оценки влияния пластических деформаций на уровень собственных напряжений использовали понятие «относительная упругость материала» ($e = \sigma_T / \sigma_{\max}$ — отношение предела текучести материала к максимальным напряжениям в нем, определяемым «упругим» решением) и коэффициент влияния пластических деформаций ($k_p = \sigma_{\max}^p / \sigma_{\max}$ — отношение максимальных напряжений с учетом пластических деформаций к напряжениям при упругом решении).

На рис. 2 показаны поля эквивалентных напряжений σ_i в верхнем слое справа от вертикальной оси симметрии y симметричного двухслойного бруса ($E_1 = E_2$, $\sigma_{T1} = \sigma_{T2}$) при различных значениях относительной упругости материала $e = \sigma_T / \sigma_{\max}$. Как видно из рис. 2, первые пластические деформации (области А) появляются при относительной упругости $e = 1,25$, т. е. $\sigma_{\max} < \sigma_T$, в зоне соединения на небольшом расстоянии от края ($x = 0,8 \dots 0,9L$, L — длина), где сочетаются большие продольные σ_x и касательные τ_{xy} напряжения. По мере снижения относительной упругости материала зона пластических деформаций увеличивается, постепенно распространяясь вдоль соединения и переходя на свободную поверхность ($e < 1$).

Эпюры напряжений для случая $E_1 = E_2$, $\sigma_{T1} = \sigma_{T2}$ представлены на рис. 3. Пластические деформации снижают уровень напряжений σ_x только в наиболее напряженных точках вблизи соединения (рис. 3, а), в удаленных точках напряжения изменяются мало. По длине соединения степень сни-

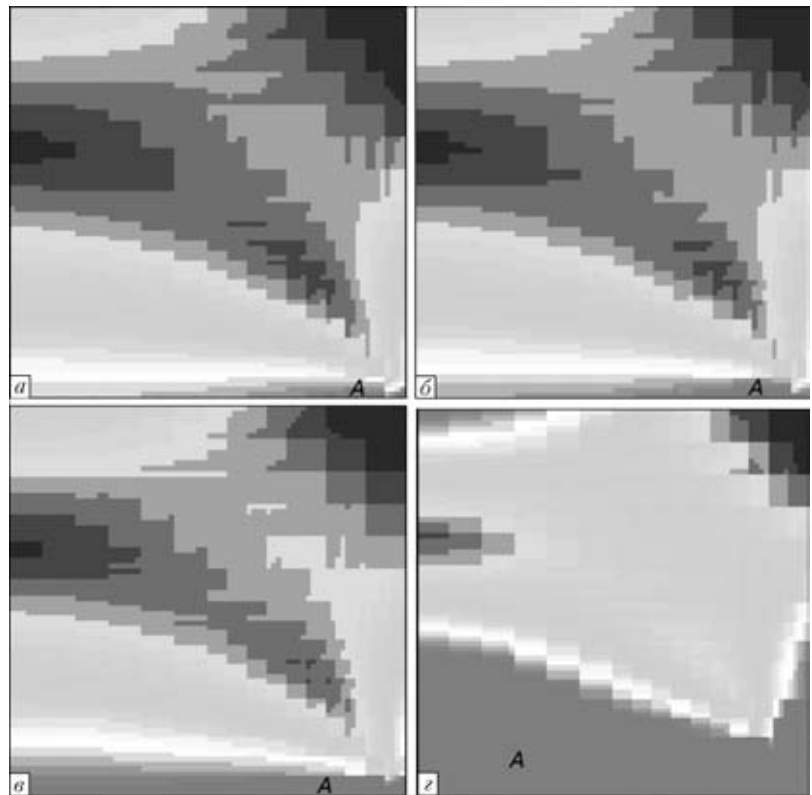


Рис. 2. Поля интенсивности напряжений σ_i при $\sigma_T = 375$ МПа, $e = 1,25$ (а); $\sigma_T = 350$ МПа, $e = 1,17$ (б); $\sigma_T = 300$ МПа, $e = 1$ (в); $\sigma_T = 100$ МПа, $e = 0,3$ (г). Области А соответствуют $\sigma_i \geq \sigma_T$

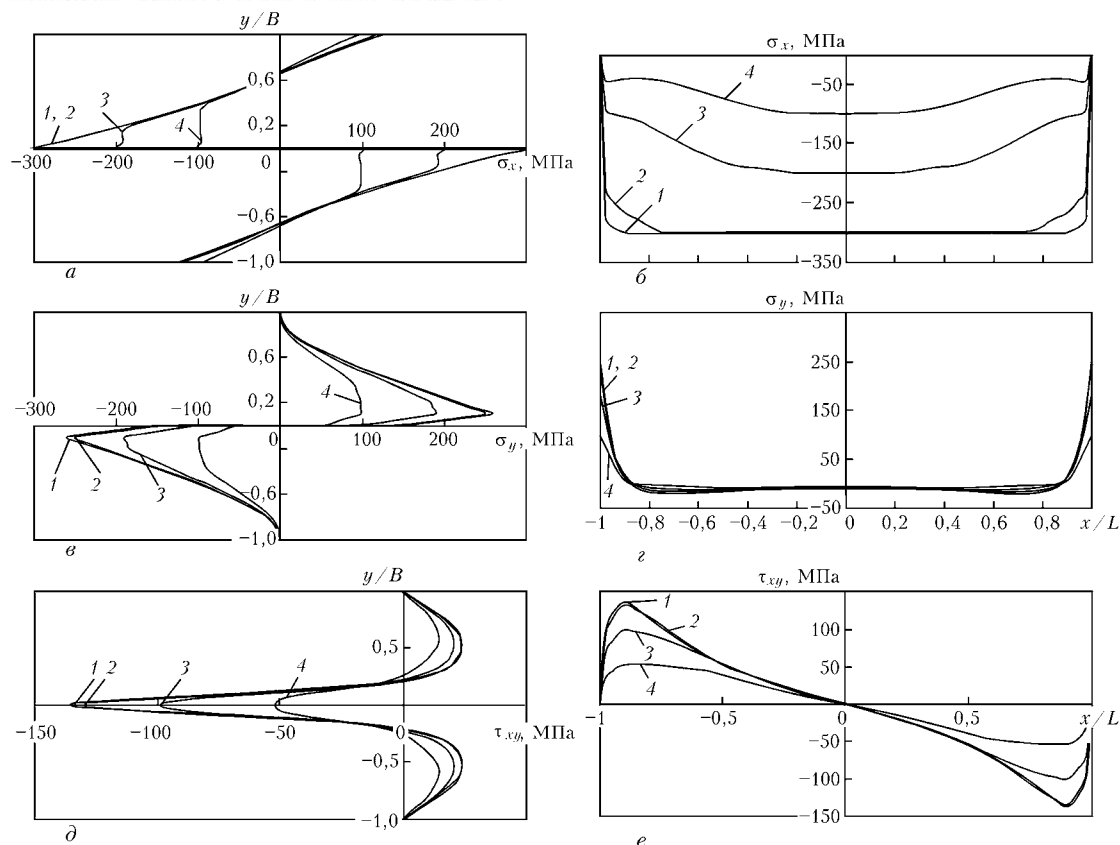


Рис. 3. Эпюры напряжений σ_x (а, б), σ_y (в, г), τ_{xy} (д, е): а, в, д — поперек соединения; б, г, е — вдоль соединения на границе раздела ($y = 0$): 1 — $\sigma_t = 400$; 2 — 350; 3 — 200; 4 — 100 МПа

жения максимальных напряжений в зоне пластических деформаций распределена неравномерно (рис. 3, б).

В первый момент появления пластических деформаций снижаются напряжения σ_x только вблизи свободной боковой поверхности (по краям соединения), т. е. в зоне с большими касательными напряжениями. В средней части соединения максимальные напряжения σ_x при этом не изменяются. При снижении σ_t зона и степень пластических деформаций увеличиваются, максимальные σ_x уменьшаются по всей длине соединения, но более интенсивно — по концам соединения (рис. 3, б).

Зависимость максимальных напряжений σ_x от относительной упругости материала в случае $E_1 = E_2$, $\sigma_{t1} = \sigma_{t2}$ показана на рис. 4, а. Заметное снижение (на 25...30 %) σ_x у края соединения зафиксировано уже при $e = 1$; при $e = 0,5$ снижение достигает 2 и более раз ($k_p = 0,5$ в середине и 0,25 у края соединения).

С учетом того, что зона повышенных пластических деформаций занимает сравнительно небольшую часть соединения и с ошибкой в безопасную сторону при практических расчетах можно в области $e > 1$ приближенно считать $k_p = 1$, т. е. влияние пластических деформаций можно не учитывать, а при $e < 1$ зависимость принять линейной $k_p = e$.

Эпюры поперечных напряжений σ_y показаны на рис. 3, в, г. Как видно из эпюр, напряжения начинают снижаться сразу же при появлении пер-

вых пластических деформаций и уменьшаются во всех точках как на наружной поверхности (рис. 3, в), так и вдоль границы раздела (рис. 3, г).

Зависимость степени снижения максимальных напряжений от относительной упругости материалов показана на рис. 4, б. Существенное снижение максимальных напряжений σ_y начинается при относительной упругости материалов $e = 0,8$. При $e = 0,5$ коэффициент влияния пластических деформаций на максимальные напряжения σ_y составляет $k_p = 0,5$.

Очевидно, для приближенной оценки влияния пластических деформаций на напряжения σ_y в практических расчетах можно считать $k_p = 1$ при $e \geq 0,9$ и $k_p = 1,1$ при $e \leq 0,9$ (штриховая линия на рис. 4, б).

Эпюры касательных напряжений τ_{xy} показаны на рис. 3, д, е. Здесь касательные напряжения заметно уменьшаются во всех точках, но только если максимальные нормальные напряжения σ_x достигают σ_t , т. е. когда зона пластических деформаций распространяется на большую часть соединения.

Зависимость степени снижения максимальных касательных напряжений τ_{xy} в соединении от относительной упругости материала (рис. 4, в) очень близка к таковой для напряжений σ_y . Поэтому для τ_{xy} также приближенно можно считать $k_p = 1$ при $e \geq 0,9$ и $k_p = 1,1$ при $e \leq 0,9$ (штриховая линия).

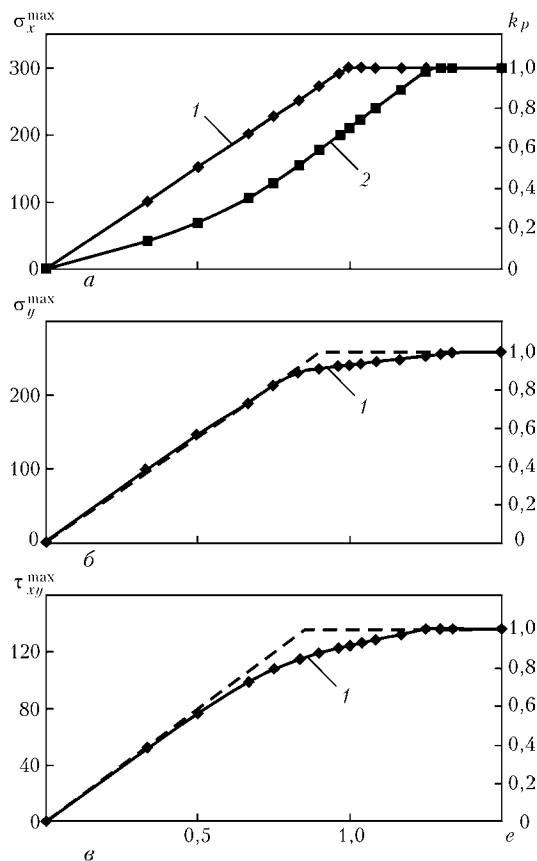


Рис. 4. Зависимость максимальных напряжений σ_x (а), σ_y (б), τ_{xy} (в) в среднем сечении ($x/L = 0$) (1) и у края соединения ($x/L = 0,9$) (2) от относительной упругости материала

Анализ результатов моделирования для случаев с одинаковыми модулями ($E_1 = E_2$), но разными значениями предела текучести ($\sigma_{T1} > \sigma_{T2}$), а также разными значениями модуля упругости ($E_1 > E_2$) и предела текучести ($\sigma_{T1} > \sigma_{T2}$) слоев показал, что в целом распределение напряжений подчиняется закономерностям, полученным для указанного случая. По зависимостям максимальных напряжений от относительной упругости материала получены следующие закономерности для оценки влияния пластических деформаций:

для случая с одинаковыми модулями ($E_1 = E_2$), но разными пределами текучести слоев ($\sigma_{T1} > \sigma_{T2}$)

влияние на напряжения σ_x в слое с большим значением σ_T (без пластических деформаций) $k_p = 1$ при $e_2 \geq 0,5$ и $k_p = 2e_2$ при $e_2 \leq 0,5$, в слое с меньшим σ_T (с пластическими деформациями) $k_p = 1$ при $e_2 \geq 1$ и $k_p = e$ при $e_2 \leq 1$;

влияние на напряжения σ_y с учетом пластических деформаций второго слоя можно принимать в упругом слое $k_p = 1$ при $e_2 \geq 0,55$ и $k_p = 1,8e_2$ при $e_2 \leq 0,5$, а в пластическом слое $k_p = 1$ при $e_2 \geq 0,9$ и $k_p = 1,1$ при $e_2 \leq 0,9$;

The FE method of modelling of natural stress and strain fields, allowing for plastic strains, has been developed. Comparison of theoretical and experimental values shows good accuracy of the method. It has been found that the initial plastic strains are formed in a joint near its edges, where tangential τ_{xy} and normal σ_x stresses are combined.

влияние на напряжения τ_{xy} , $k_p = 1$ при $e_2 \geq 0,9$ и $k_p = 1,1e_2$ при $e_2 \leq 0,9$;

для случая с разными модулями ($E_1 > E_2$) и разными пределами текучести слоев ($\sigma_{T1} > \sigma_{T2}$)

влияние на напряжения σ_x для материала с большим значением E и предела текучести в области $e \geq 0,4$ $k_p = 1$, т. е. влиянием пластических деформаций можно пренебречь, а при $e < 0,4$ следует принимать $k_p = 2,5e$;

для материала с меньшим значением E и предела текучести при $e \geq 0,7$ $k_p = 1$, а при $e < 0,7$ следует принимать $k_p = 1,43e$;

влияние на напряжения σ_y в упругом материале $k_p = 1$ при $e \geq 0,65$ и $k_p = 1,54e_2$ при $e < 0,65$, в пластичном материале $k_p = 1$ при $e \geq 0,4$ и $k_p = 2,5e_2$ при $e < 0,4$;

влияние на напряжения τ_{xy} , $k_p = 1$ при $e \geq 0,65$ и $k_p = 1,54e$ при $e < 0,65$.

Выводы

1. Разработан метод компьютерного моделирования полей собственных напряжений и деформаций в узлах из разнородных материалов с учетом пластических деформаций. Точность метода подтверждена сравнением полученных результатов с экспериментальными данными.

2. Проанализировано влияние пластических деформаций на распределение и уровень максимальных напряжений в двухслойном симметричном брусе при различном сочетании свойств материалов. Установлено, что первые пластические деформации появляются на торце соединения, где сочетаются высокие значения касательных τ_{xy} и нормальных σ_x напряжений, при этом $\sigma_x^{\max}$ не достигает предела текучести. Показано, что незначительные пластические деформации мало влияют на поля напряжений в целом. Заметное снижение максимальных напряжений зафиксировано при относительной упругости e ниже 0,9...1,0.

3. Для приближенной оценки влияния пластических деформаций предложены простые зависимости.

1. Ермолаев Г. В., Лабарткава А. В. Применение ЭВМ для решения задач механики паяных узлов // 36. науч. прац УДМТУ. — 1999. — № 6. — С. 55–64.
2. Исследование собственных деформаций в паяных узлах из разнородных материалов методом спекл-интерферометрии / В. М. Прохоренко, Г. В. Ермолаев, А. В. Лабарткава, Ю. Г. Золотой // Там же. — 2002. — № 5. — С. 52–57.
3. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
4. Ермолаев Г. В., Кручинов О. Н. Напряжения и деформации в паяных соединениях // Технология судостроения и свароч. пр-ва: Сб. науч. тр. — Николаев: НКИ, 1983. — С. 48–57.

Поступила в редакцию 17.05.2004

ПРИМЕНЕНИЕ ДУГИ С НЕПЛАВЯЩИМСЯ УГОЛЬНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛЕЙ С НИЗКОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТЬЮ

Ю. М. ЛЕБЕДЕВ, д-р техн. наук, **В. А. МАРТЫНЕНКО**, магистр
(Нац. ун-т кораблестроения имени адмирала Макарова, г. Николаев)

Рассмотрены вопросы структурных превращений в низкоуглеродистых сталях при их поверхностном упрочнении закалкой нагревом без расплавления дугой с угольным электродом. Показано влияние углерода, размера зерна и начальной температуры металла на условия закаливемости низкоуглеродистых сталей.

Ключевые слова: угольный электрод, поверхностная обработка, низкоуглеродистые стали, закаливаемость, мартенсит

Повышение работоспособности деталей машин и конструкций, эксплуатируемых в условиях абразивного изнашивания, достигается путем нанесения на их поверхности специальных износостойких покрытий или упрочнения поверхностных слоев стали закалкой.

В последнее время для поверхностной закалки стали широкое распространение получили технологии с использованием концентрированных локальных источников нагрева [1–7]. Последние основаны на формировании в процессе нагрева поверхности аустенитной структуры и превращении ее в мартенсит или бейнит при последующем охлаждении с образованием структуры, отличающейся значительным измельчением зерен, реек, пакетов пластин мартенсита и наличием дисперсных карбидов.

Одним из самых простых способов реализации поверхностной закалки является использование в качестве источников нагрева дуги с неплавящимся электродом. К таким видам обработки относится плазменная обработка, а также обработка дугой с вольфрамовым и угольным электродом.

Большинство работ по поверхностной закалке выполнено с использованием плазменного нагрева с оплавлением упрочняемой поверхности. Анализ процессов упрочнения, возникающих в углеродистых сталях в результате нагрева без оплавления, в литературе уделено мало внимания. Обработка без оплавления поверхности предпочтительна по технологическим соображениям, но вследствие малой продолжительности пребывания поверхност-

ных слоев выше температур A_{c3} структура закаленной зоны имеет характерные особенности.

Наиболее доступным локальным источником нагрева является дуговой разряд с угольным, или графитовым электродом. Такой источник нагрева экономичен для поверхностной закалки сталей, так как дуга на прямой полярности горит в атмосфере воздуха устойчиво даже при малой мощности разряда, эффективный КПД нагрева составляет около 60 % и электроды имеют достаточно большую износостойкость.

Влияние нагрева дугой с угольным электродом диаметром 8 мм без расплавления поверхности на структурные превращения в низколегированных сталях 40X, 18XГТ и 30ХГСА изучали на цилиндрических образцах диаметром 20 мм с прогревом по винтовой линии. Частота вращения составляла 60 об/мин и скорость продольного перемещения дуги 1,25 мм/с. Режимы прогрева приведены в табл. 1. После прогрева поверхностные слои приобретают мартенситную и мартенситно-бейнитную структуру с некоторой неоднородностью по углероду. Это обусловлено недостаточным временем пребывания металла в области аустенитного состояния, при котором углерод мог бы продиффундировать в центры бывших ферритных зерен. Это особенно заметно для стали 18XГТ, у которой до нагрева средний размер зерна феррита был самым большим.

Исследования распределения твердости в закаленных поверхностных слоях (рис. 1) показали,

Таблица 1. Режимы прогрева цилиндрических стальных образцов дугой с угольным электродом

Марка стали	$I_{св}$, А	U_d , В	v_n , М/ч	$q_{эф}$, Вт	q_n , Дж/см
40X	85	20	225	1020	162
18XГТ	75	23	225	1035	165
30ХГСА	75	30	225	1350	215

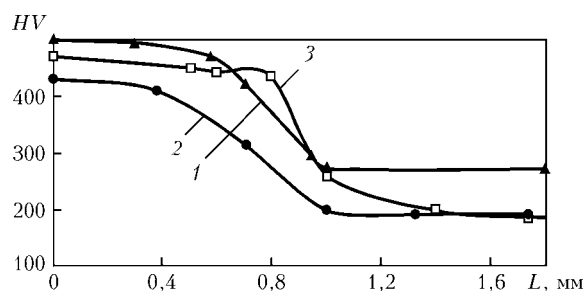


Рис. 1. Изменение твердости поверхностного слоя после прогрева дугой с угольным электродом цилиндрических образцов из сталей 40X (1), 18XГТ (2), 30ХГСА (3)

что глубина закаленного слоя достигает 0,5...0,8 мм.

Наиболее высокая твердость поверхностного слоя (около $HV\ 500$) наблюдается у стали 40Х. У стали 30ХГСА слой твердостью $HV\ 450$ имеет глубину 0,8 мм. Поверхностный слой стали 18ХГТ имеет твердость более $HV\ 400$. Таким образом, выполненные исследования показали возможность использования дуги с угольным электродом для термической обработки конструкционных сталей. Она характеризуется низкими энергозатратами и легко контролируется.

Для нелегированных и низколегированных низкоуглеродистых сталей существенное повышение твердости поверхностных слоев можно достичь, обеспечив сравнительно равномерное распределение углерода в сформированном при нагреве аустените с последующим очень быстрым охлаждением. В ходе исследований прогрева дугой с угольным электродом поверхности пластин из низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой установлено, что расплавление поверхности стали начинается при погонной энергии более 500 Дж/см. Для изучения диффузионных процессов и структурных превращений при прогреве на такой погонной энергии использовали сталь 10 с очень малым количеством перлита. Микроструктура основного металла этой стали приведена на рис. 2, а. После обработки дугой в прогретом металле наблюдается более сложная структура. В приповерхностных слоях, прогретых до максимальных температур 1200...1300 °С, она состоит из сравнительно укрупненных зерен феррита, претерпевших полную перекристаллизацию, и темных участков, состоящих преимущественно из бейнита (рис. 2, б). Внутри темных областей структуры не наблюдается выделений зерен свободного доэвтектоидного феррита. Значения микротвердости, определенные на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 50 г в одной из темных областей структуры изменяются от центра к периферии (соответственно $HV\ 360$, $HV\ 215$, $HV\ 175$). Микротвердость ферритных зерен составляла $HV\ 140$. В центре отдельных темных областей максимальное значение микротвердости достигает $HV\ 550$. Указанные закономерности изменений твердости в темных областях структуры обусловлены снижением концентрации углерода в участках по мере удаления от центра бывших перлитных зерен. Оно характерно для бейнитной структуры, полученной из аустенита с разной концентрацией углерода. Значение твердости $HV\ 550$ соответствует твердости мартенсита, полученного из аустенита с содержанием углерода 0,35...0,40 %. Для погонной энергии прогрева около 500 Дж/см средний путь диффузии углерода для высокотемпературных участков металла ЗТВ составляет 0,015...0,020 мм.

Перекрывание границ диффузии углерода от исходных перлитных зерен в ферритные будет зависеть от соотношения объемов феррита и перлита в исходной структуре, а также от средних значений размера перлитных зерен. Лишь при пути диффузии углерода, превышающем расстояние от границы перлитных зерен до вершины куба, после

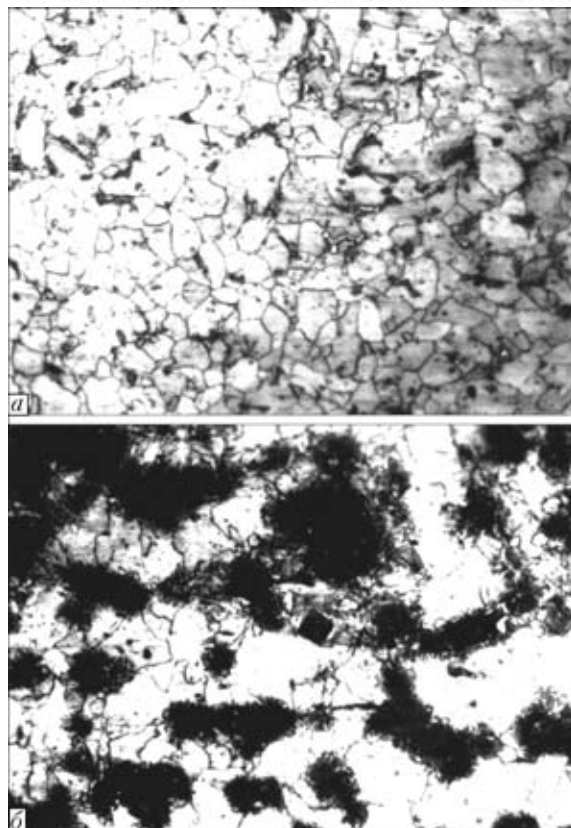


Рис. 2. Микроструктура стали 10, $\times 330$: а — исходное состояние; б — после прогрева дугой с угольным электродом

быстрого охлаждения может быть обеспечено образование сплошного каркаса мартенситной структуры. При этом достигается существенное повышение твердости стали.

При оценке минимального значения длины пути диффузии углерода для стали с исходной ферритно-перлитной структурой предположим, что зерна перлита имеют сферическую форму и распределены равномерно по объему металла. Разделим весь объем на элементарные кубики с размером ребра A , где каждому кубику принадлежит одно зерно перлита, расположенное в центре куба. Значение стороны такого куба определится из соотношения

$$A = D \sqrt[3]{\frac{\pi}{6\beta}}, \quad (1)$$

где D — средний диаметр сферического зерна перлита; β — объемная доля перлита в стали.

В такой модели строения низкоуглеродистой стали с исходной ферритно-перлитной структурой можно оценить минимальную длину пути диффузии углерода в аустените L_d в зависимости от объемной доли перлита и среднего диаметра зерна перлита. Для заданной ферритно-перлитной структуры в принятой модели определяется расстояние от границы перлитного зерна до вершины куба. Его можно определить из выражения

$$L_d = \frac{D}{2} \left(1,73 \sqrt[3]{\frac{\pi}{6\beta}} - 1 \right). \quad (2)$$

Таблица 2. Расчетные данные критических точек и параметров закаливемости низкоуглеродистых сталей при прогреве без расплавления дугowym разрядом

Марка стали	$A_{c3}, ^\circ\text{C}$	$M_n, ^\circ\text{C}$	$\Delta t_{\text{охл}}, \text{с}$	$\Delta t_3, \text{с}$	$\Delta t_{50M}, \text{с}$	$T_{50M}, ^\circ\text{C}$
10	876	483	0,20/0,10	0,35	0,68	287/369
15	865	463	0,21/0,11	0,61	1,19	336/392
20	853	443	0,23/0,12	0,92	1,78	352/394
09Г2	850	450	0,22/0,11	1,47	3,83	404/426

Примечание. В числителе приведены значения для погонной энергии 500 Дж/см, в знаменателе — для 250.

На рис. 3 приведены расчетные данные зависимости минимального пути диффузии атомов углерода при исходной ферритно-перлитной структуре низкоуглеродистых сталей с содержанием углерода 0,10 и 0,20 % среднего диаметра зерна перлита. Расчет объемной доли перлита β проводили с учетом того, что часть углерода находится в феррите. Принято значение максимальной растворимости углерода в феррите 0,02 % (мас.). Здесь же показано положение балла зерна в предположении, что средний диаметр зерна перлита соответствует его среднему значению.

Экспериментально установлено, что сколь угодно значительного упрочнения поверхности низкоуглеродистой стали с исходной ферритно-перлитной структурой путем ее прогрева без расплавления дугой с угольным электродом можно достичь только для мелкозернистых сталей. Так, при содержании углерода около 0,2 % эффективная обработка для стали с баллом зерна 7 и более. С понижением содержания углерода в стали критическая длина пути диффузии увеличивается и ее поверхностное упрочнение может быть достигнуто лишь для сверхмелкозернистых сталей. Указанное выше значение пути диффузии углерода 0,015...0,020 мм относится к критическому значению погонной энергии 500 Дж/см, выше которого наблюдается расплавление поверхности. Учитывая возможность колебания режимов горения дуги, а также необходимость перекрытия зон нагрева для получения равномерной глубины закаленного слоя, которое производится на поверхности уже подогретого металла, погонная энергия прогрева должна быть меньше критической, что приведет к уменьшению пути диффузии углерода в аустените.

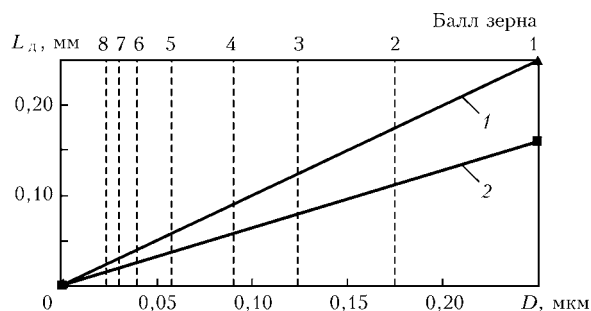


Рис. 3. Влияние среднего диаметра зерна перлита на минимальный путь диффузии углерода в аустените низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой: 1 — сталь с относительной долей перлита $\beta = 0,1$ (0,10 % C); 2 — $\beta = 0,225$ (0,20 % C)

Таким образом, в низкоуглеродистых сталях для получения существенного упрочнения поверхности при ее однократном прогреве дугой с угольным электродом исходная структура феррита и перлита должна быть мелкозернистой. Необходимым условием получения высокой твердости поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой является достижение состояния при нагреве, когда углерод, сосредоточенный в перлитных зернах, успеет распространиться по всему объему аустенита. Если время нахождения аустенита выше температуры A_{c3} при

таким однократном нагреве является недостаточным, то для примерно однородного перераспределения углерода в аустените требуется либо выбор стали со сверхмелкой исходной структурой феррита и перлита, либо дополнительная подготовка поверхностных слоев крупнозернистой стали, обеспечивающей более равномерное распределение по объему углеродсодержащих фаз. Достичь такое распределение углерода в объеме стали можно дополнительными прогревами без расплавления поверхности низкоуглеродистой стали с последующим быстрым охлаждением. При этом режим охлаждения должен подавить перлитное превращение аустенита. Количество таких прогревов для данной стали можно определить экспериментально, когда при окончательной закалке на мартенсит достигается значение твердости в поверхностном слое, близкое к твердости мартенсита при среднем значении содержания углерода в этой стали.

Необходимые режимы охлаждения для превращения аустенита металла ЗТВ в мартенсит могут быть оценены расчетными методами. Для участков металла ЗТВ, нагреваемых до максимальной температуры 1200...1300 $^\circ\text{C}$ (при условии близкого к равномерному распределению углерода в аустените), критический режим охлаждения, при котором из аустенита образуется структура, состоящая из 95 % мартенсита и 5 % бейнита, может быть рассчитан по формуле [8]

$$\Delta t_3 (\text{с}) = (5,5 \text{ C})^{1,45} \cdot 10^r, \quad (3)$$

где t_3 — время охлаждения аустенита от критической точки A_{c3} до температурного начала мартенситного превращения M_n ; C — процентное содержание углерода в аустените по массе; $r = 0,32(\text{Si} - 0,3) + 0,62(\text{Mn} - 0,6) + 0,66(\text{Cr} - 0,15) + 0,25(\text{Ni} - 0,15) + 0,1\text{Mo} + 1,08V$.

Время Δt_3 , рассчитанное по формуле (3), для стали Ст3 равно 1 с. Полная закалка аустенита стали может произойти, если время охлаждения от A_{c3} до M_n на стадии охлаждения после прогрева дугой $\Delta t_{\text{охл}}$ будет меньше Δt_3 .

Время $\Delta t_{\text{охл}}$ зависит от погонной энергии нагрева и значений критических точек A_{c3} и M_n и оценивается по формуле

$$\Delta t_{\text{охл}} = \frac{q_n}{2\pi\lambda} \left(\frac{1}{M_n - T_0} - \frac{1}{A_{c3} - T_0} \right) \quad (4)$$

где q_n — погонная энергия прогрева; λ — коэффициент теплопроводности стали; T_0 — начальная температура нагреваемой поверхности стального тела.

Критические точки A_{c3} и M_n определяют по формулам [9]:

$$A_{c3} (^\circ\text{C}) = 910 - 229C + 32Si - 25Mn - 8Cr - 18Ni + 2Mo + 117V - 24Cu + 7W - 120B; \quad (5)$$

$$M_n (^\circ\text{C}) = 550 - 400C - 6Si - 33Mn - 25Cr - 16Ni + 27Mo + 130V - 17Cu - 15W - 200B.$$

Расчеты, выполненные применительно к прогреву без расплавления дуговым разрядом с неплавящимся электродом на погонных энергиях 500 и 250 Дж/см для сталей 10, 15, 20 и 09Г2 с содержанием элементов по среднеарифметическому составу, предусмотренными стандартами, показали реальную возможность их поверхностной закалки (табл. 2).

Во всех рассмотренных случаях время охлаждения от критической точки A_{c3} до температуры M_n аустенита поверхностного слоя низкоуглеродистых сталей, прогретого до 1200...1250 °С теплом дуги с угольным электродом, в котором достигнуто примерно равномерное распределение углерода, меньше Δt_3 . Так как в процессе непрерывной обработки тепло, вводимое дугой, нагревает изделие, то необходимо определить влияние этого автоподогрева на формирование необходимой структуры при промежуточных нагревах, требуемых для равномерного перераспределения углерода и при окончательной полной закалке на мартенсит. За максимально возможную температуру при промежуточных нагревах, которая обеспечивает получение структуры с 50 % мартенсита, можно принять T_{50M} . Значения этих температур для рассматриваемых сталей и погонных энергий прогрева рассчитаны по выражениям, приведенным в работе [8]. Кроме того, в табл. 2 приведено расчетное время охлаждения от A_{c3} до M_n , когда из аустенита образуется структура с 50 % мартенсита. Из этих данных следует, что прогревы, предназначенные для обеспечения равномерности распределения углерода, можно производить непрерывно без принудительного охлаждения до температур изделия ниже T_{50M} .

Влияние температуры детали на процесс окончательной закалки требует дополнительного анализа. Для этого с использованием выражений, приведенных в работе [8] и (4), рассчитано влияние начальной температуры стали на количество мартенсита при прогревах на погонной энергии 500 и 250 Дж/см. Установлено, что нагрев нелегированных низкоуглеродистых сталей 10, 15 и 20 до 200, 250 и 300 °С при их прогреве на погонной энергии 250 Дж/см приводит к образованию в слоях сталей, прогретых до высоких температур, полностью мартенситной структуры. Лишь для стали 10 при температуре металла 300 °С количество мартенсита составляет 85 %. Влияние содержания углерода и начальной температуры на количество

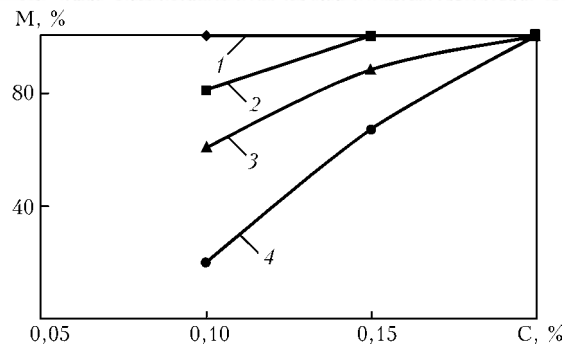


Рис. 4. Влияние содержания углерода в низкоуглеродистых нелегированных сталях на количество мартенсита в упрочненном поверхностном слое после прогрева дуговым разрядом с погонной энергией $q_n = 500$ Дж/см при различных начальных температурах металла: 1 — $T_0 = 20$; 2 — 200; 3 — 250; 4 — 300 °С

образуемого мартенсита в прогретых слоях этих сталей на погонной энергии 500 Дж/см показано на рис. 4. Из него следует, что у стали 20 полностью мартенситная структура образуется даже при ее предварительном нагреве до 300 °С. Для сталей с более низким углеродом подогрев до 250...300 °С приводит к неполной закалке прогретых слоев. Учитывая, что погонная энергия 500 Дж/см при поверхностном упрочнении без расплавления является максимально возможной, из выполненного анализа следует, что рассматриваемый способ закалки можно совмещать с низким отпуском. При этом нагрев детали до требуемой температуры отпуска достигается за счет тепла дуги, предназначенного для получения структуры поверхностного слоя и ее последующей закалки. Такой способ поверхностного упрочнения характеризуется после нагрева резким охлаждением до температуры окончания мартенситного превращения, последующей выдержкой при температурах отпуска и замедленным охлаждением детали после окончания ее обработки. Это способствует релаксации внутренних структурных напряжений в мартенсите при сохранении высоких значений твердости. Что касается поверхностной закалки низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2, то в ней при всех рассмотренных случаях после окончательного прогрева образуется 100 % мартенсита.

Низкоуглеродистые и низкоуглеродистые низколегированные стали имеют высокую температуру начала и конца мартенситного превращения и в сочетании с низким отпуском имеют высокую сопротивляемость образованию закалочных трещин несмотря на скорости охлаждения порядка 10^{-3} С/с. Температура окончания мартенситного превращения выше температур низкого отпуска, что не требует их полного охлаждения сразу после закалки. Так, для рассматриваемых сталей температура образования 75 % мартенсита, вычисленная по уравнению, приведенному в работе [10], составляет для стали 10 — 450, стали 15 — 420, стали 20 — 390, 09Г2 — 410 °С.

Данные анализа хорошо подтверждаются при исследовании микроструктуры упрочненных поверхностных слоев стали Ст3 с содержанием углерода 0,16 %, выполненном на растровом электрон-

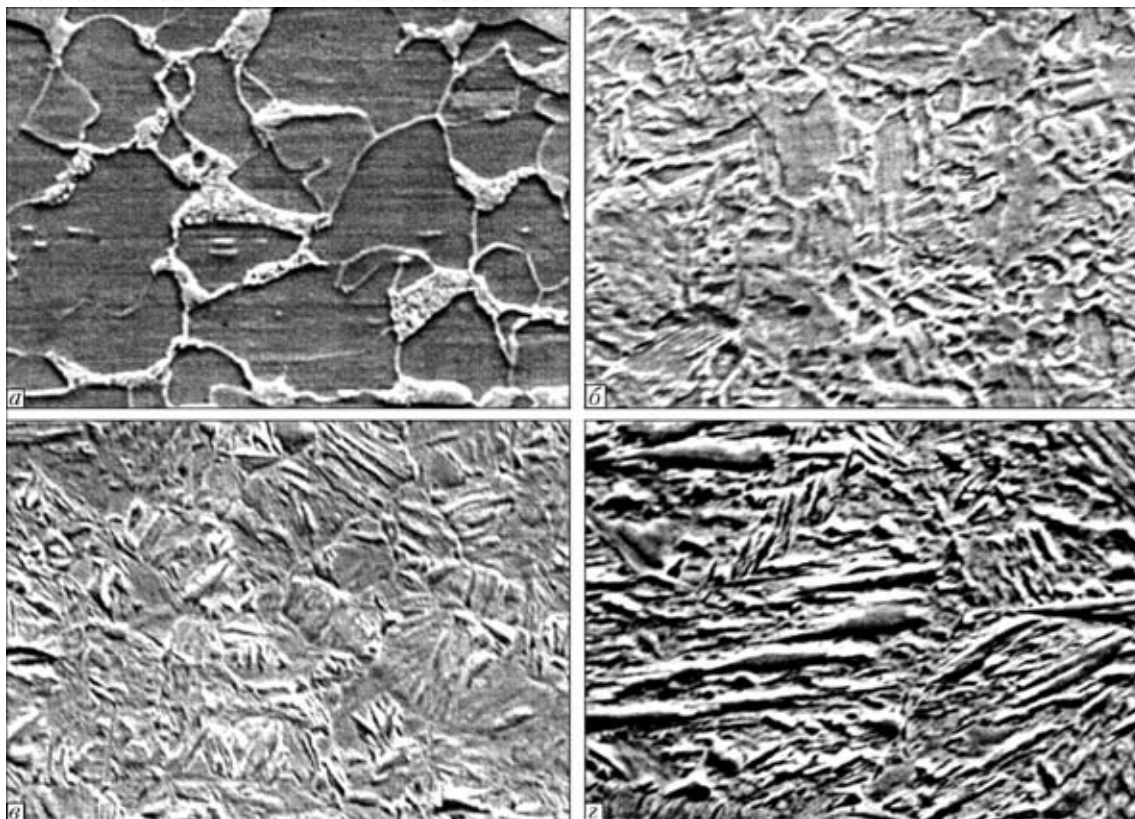


Рис. 5. Микроструктура стали Ст3 (0,16 % С), $\times 1500$: а — основной металл; б — поверхностный слой после однократного прогрева дугой с угольным электродом при $q_n = 500$ Дж/см (HV 270); в — после двукратного прогрева (HV 380); з — после трехкратного прогрева (HV 400)

ном микроскопе-микроанализаторе РЭММА-102 (рис. 5).

Проверку приведенных положений осуществляли путем повторных прогревов поверхности стали Ст3 дугой с угольным электродом при погонной энергии около 500 Дж/см. Однократный прогрев поверхности этой стали (рис. 5, б) приводит к увеличению твердости на глубине 0,2 мм до HV 270, что на HV 120 превышает твердость основного металла.

Двукратный нагрев из-за увеличения времени пребывания аустенита в области температур выше критической точки A_{c3} увеличивает путь диффузии углерода в стали и приводит после охлаждения к повышению твердости поверхностного слоя на глубине 0,2 мм уже до HV 380. Однако, как видно из рис. 5, в, в поверхностном слое после такого нагрева, кроме мартенсита и бейнита, наблюдается еще некоторое количество зерен феррита. Это свидетельствует о еще неполном выравнивании концентрации углерода в аустените по всему объему прогретого слоя. Трехкратный прогрев обеспечивает образование преимущественно мартенситной структуры в поверхностном слое стали Ст3. Однако и после такой обработки в микроструктуре закаленного слоя встречаются отдельные островки феррита (рис. 5, з). Трехкратный нагрев обеспечивает повышение твердости стали Ст3 на глубине 0,3 мм до HV 400, а на глубине 0,6 мм — до HV 360. Такая твердость поверхностного слоя практически идентична максимально возможной для мартенсита с содержанием углерода, близкого к его среднему

составу в исследуемой стали. При этом наблюдается и более резкий переход по структуре упрочненного слоя к основному металлу по сравнению с таким переходом при однократном нагреве.

Из сравнения микроструктур видно, что по мере увеличения количества прогревов наблюдается возрастание игольчатой составляющей мартенсита. После трехкратного прогрева в структуре поверхностного слоя на глубине 0,3 мм достигается практически полная закалка стали на мартенсит.

Применение способа поверхностного упрочнения низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой может быть реализовано как для плоских поверхностей, так и для поверхностей цилиндрических деталей. При этом после одного прогрева на плоскости получается упрочненная полоска глубиной около 0,7 мм и шириной 4 мм. Для обработки всей плоскости следующие проходы осуществляются со смещением дуги на 2,5... 3,0 мм. Прогрев цилиндрической детали осуществляется при ее вращении по винтовой линии с указанным шагом. Необходимая скорость нагрева при заданном режиме горения дуги выбирается из условия, что погонная энергия должна быть менее 500 Дж/см во избежание расплавления стали. В процессе нагрева необходимо также учитывать, что температура обрабатываемого металла повышается за счет автоподогрева. Поэтому в процессе обработки необходимо следить, чтобы температура детали не превышала 300 °С. Если размеры детали не позволяют выполнить это условие, то дальнейший прогрев следует вести с примене-

нием искусственного охлаждения или с перерывами для естественного охлаждения металла.

Разработанный способ [11] поверхностного упрочнения сталей путем их прогрева без расплавления дугой с неплавящимся угольным электродом расширяет диапазон упрочняемых сталей без изменения технологии их нагрева. Разница заключается в том, что для среднеуглеродистых сталей упрочнение поверхностных слоев закалкой достигается при однократном нагреве, а для низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой — многократным нагревом. В последнем случае кратность прогревов определяется конкретным содержанием углерода в низкоуглеродистой стали и баллом ее зерна.

Упрочняющую поверхностную обработку путем нагрева дугой с неплавящимся электродом можно применить не только при изготовлении деталей и конструкций, но и после восстановления наплавкой изношенных деталей. При этом наплавка может осуществляться низкоуглеродистыми и низкоуглеродистыми низколегированными проволоками, обеспечивающими высокую стойкость металла наплавки к образованию горячих и холодных трещин. Полученную при использовании таких наплавочных проволок ферритно-перлитную структуру металла наплавки можно упрочнить в поверхностном слое с использованием дополнительного прогрева механически обработанной поверхности детали дугой с неплавящимся электродом.

Выводы

1. Установлено, что для прогрева без расплавления поверхностных слоев стали дугой с угольным электродом погонная энергия нагрева не должна превышать 500 Дж/см.

2. Существенное повышение твердости низкоуглеродистых сталей с исходной ферритно-перлитной структурой после однократного нагрева без расплавления дугой с неплавящимся электродом может быть достигнуто только для мелкозернистых сталей с баллом зерна 8 и более.

3. Для крупнозернистых низкоуглеродистых сталей получение высокой твердости при поверхностной закалке путем нагрева дугой с неплавящимся электродом требует предварительная подготовка структуры поверхностных слоев.

4. Высокая твердость поверхностных слоев путем закалки достигается дополнительными прогревами поверхности с целью более равномерного перераспределения углерода по объему металла и получению после окончательного прогрева мартенсита со средним содержанием углерода, близким к содержанию его в данной стали.

5. Низкоуглеродистые стали имеют высокую температуру окончания мартенситного превращения, поэтому их поверхностная закалка нагревом дугой с неплавящимся электродом может выполняться без принудительного охлаждения. При этом тепло, идущее на нагрев изделия, может быть использовано одновременно для низкого отпуска. Для нелегированных низкоуглеродистых сталей максимальная температура упрочняемого изделия не должна превышать 300 °С.

1. Григорьянц А. Г., Сафонов А. Н. Методы поверхностной лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов. — М.: Высш. шк., 1987. — 191 с.
2. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лецинский, С. С. Самогутин, И. И. Пирч и др. — Киев: Техніка, 1990. — 109 с.
3. Коротков В. А., Трошин О. В., Бердников А. А. Плазменная закалка сканируемой дугой без оплавления поверхности // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1995. — № 2. — С. 101–106.
4. Бердников А. А., Филиппов М. А., Студенок Е. С. Структура закаленных углеродистых сталей после плазменного поверхностного нагрева // Там же. — 1997. — № 6. — С. 2–4.
5. Влияние плазменно-дуговой обработки на структурные превращения и поверхностное упрочнение углеродистых и легированных сталей / Д. С. Ставрев, Л. И. Капуткина, С. К. Киров и др. // Там же. — 1996. — № 9. — С. 16–19.
6. Домбровский Ю. М. Влияние плазменной термической обработки поверхности на прочность стальных конструкций // Свароч. пр-во. — 1999. — № 3. — С. 14–16.
7. Бондаренко Л. И., Пузрин Л. Г. Аргодуговая поверхностная закалка как средство упрочнения артиллерийских стволов // Автомат. сварка. — 2000. — № 2. — С. 36–38.
8. Лебедев Ю. М. Влияние состава стали на формирование структуры ЗТВ сварных соединений // Там же. — 1999. — № 11. — С. 8–13.
9. Лебедев Ю. М. Расчет прокаливаемости низколегированных сталей // 36. науч. праць УДМТУ. — 2002. — № 2. — С. 73–84.
10. Лебедев Ю. М. Влияние состава и свойств партий металла судостроительных сталей повышенной прочности на технологию изготовления корпусных конструкций // Там же. — 2003. — № 3. — С. 31–40.
11. Пат. України № 54030 А МКІ С 21 D 1/09. Спосіб поверхневого загартовування сталей з низькою прогартовуваністю / Ю. М. Лебедев, В. А. Мартиненко. Опубл. 17.02.2003, Бюл. № 2.

Structural transformations in low-carbon steels during carbon-electrode arc surface hardening by heating without melting are considered. The effect of carbon, grain size and initial metal temperature on the conditions of hardening of low-carbon steels is shown.

Поступила в редакцию 17.05.2004



ВЛИЯНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ТЕХНОЛОГИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ 14ХГН2МДАФБ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, О. Л. МИХОДУЙ**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние содержания диффузионного водорода и погонной энергии сварки на сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ. Установлена взаимосвязь между уровнем остаточных напряжений и сопротивляемостью образованию продольных и поперечных холодных трещин соединений данной стали, выполненных проволоками, обеспечивающими получение металла швов с бейнитно-мартенситной, ферритно-бейнитной и аустенитной структурами.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные низколегированные стали, сварное соединение, холодные трещины, остаточные сварочные напряжения, диффузионный водород, погонная энергия сварки, металл шва, зона термического влияния

При изготовлении сварных конструкций широкое применение находят высокопрочные стали с пределом текучести 600...1000 МПа и более. Использование таких сталей позволяет существенно уменьшать массу конструкций, повышать их служебные характеристики, а также расширять технические возможности при создании механизмов машин и инженерных сооружений. Одна из наиболее сложных проблем при сварке указанных сталей связана с предотвращением замедленного разрушения в сварных соединениях.

Возникновение холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей определяется такими факторами, как содержание диффузионного водорода $[H]_{\text{диф}}$, наличие структур, снижающих их сопротивляемость хрупким разрушениям, и остаточные напряжения [1–4].

Цель данной работы заключалась в расширении представлений о влиянии на процесс замедленного разрушения сварных соединений остаточных сварочных напряжений.

На первом этапе исследований с использованием метода Имплант и составной пробы с растяжением по оси шва [5] изучали сопротивляемость образованию холодных трещин металла зоны термического влияния (ЗТВ) и шва при выполнении однослойной наплавки. Оба метода позволяют получать количественную оценку трещиностойкости указанных участков сварного соединения, а также дают возможность косвенно устанавливать взаимосвязь между процессом замедленного разрушения и уровнем растягивающих напряжений, которые его инициируют. Эти исследования позволили проанализировать влияние на процесс образования холодных трещин диффузионного водорода и погонной энергии сварки.

Все используемые в процессе исследований образцы изготавливали из стали 14ХГН2МДАФБ

($\sigma_{0,2} = 750$ МПа, $\sigma_b = 860$ МПа, $\delta = 20$ %, $\psi = 65$ %) следующего химического состава, %: С 0,15; Si 0,23; Mn 1,3; Cr 0,97; Ni 2,2; Mo 0,33; Cu 0,41; Al 0,07; N₂ 0,015; V 0,14; S 0,01; P 0,02. Сварку образцов выполняли проволоками сплошного сечения диаметром 1,2 мм в смеси газов 78 % Ar + 22 % CO₂ на следующем режиме: $I_{\text{св}} = 170...180$ А; $U_d = 26...27$ В; $v_{\text{св}} = 12$ м/ч. Исключение составляет образец, по которому оценивали влияние погонной энергии сварки $q_{\text{св}}$.

Влияние $[H]_{\text{диф}}$ на сопротивляемость замедленному разрушению металла шва и ЗТВ определяли при сварке проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ. Содержание водорода в шве регулировали путем варьирования влажности используемого углекислого газа. При этом концентрацию $[H]_{\text{диф}}$ изменяли от 3...4 до 6,5...7,0 мл/100 г. Содержание диффузионного водорода в наплавленном металле оценивали хромотографическим методом [6]. Зависимости, характеризующие взаимосвязь между сопротивляемостью исследуемых участков сварного соединения образованию холодных трещин и их насыщенностью водородом, представлены на рис. 1. Как следует из рисунка, при увеличении содержания диффузионно-подвижного водорода сопротивляемость замедленному разрушению металла как ЗТВ, так и швов резко снижается.

На рис. 2 приведены результаты исследований влияния $q_{\text{св}}$ на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ. Как и в предыдущем

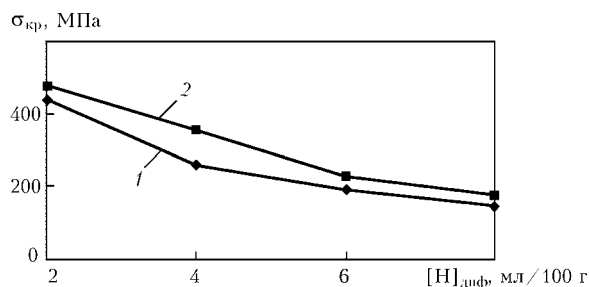


Рис. 1. Влияние диффузионного водорода на сопротивляемость замедленному разрушению металла шва (1) и ЗТВ (2) сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ

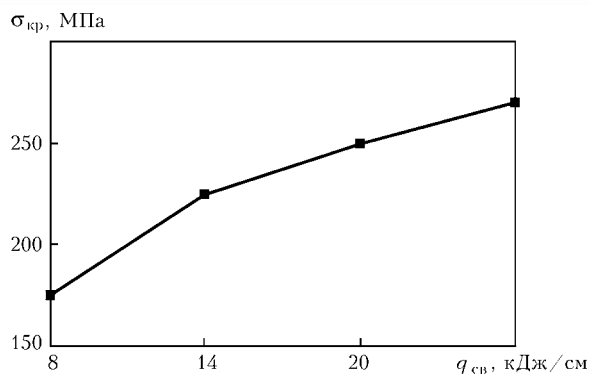


Рис. 2. Влияние погонной энергии сварки на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ соединений стали 14ХГН2МДАФБ, сваренных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ

случае, сварку образцов выполняли проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ. Концентрация $[H]_{диф}$ в наплавленном металле в процессе исследований оставалась неизменной — 6,5...6,8 мл/100 г.

Установлено, что с повышением $q_{св}$ от 8,6 до 20,3 кДж/см показатели критических напряжений $\sigma_{кр}$, при которых в металле ЗТВ не возникают трещины, возрастают от 175 до 270 МПа. По-видимому, это связано с тем, что при увеличении $q_{св}$ скорость охлаждения ЗТВ в интервале 600...500 °С уменьшается от 40 до 15 °С/с. При этом структура металла ЗТВ изменяется от мартенситной (М) до бейнитно-мартенситной (БМ). Кроме того, повышение погонной энергии сварки приводит к увеличению времени охлаждения металла в температурном интервале 800...100 °С, что способствует росту сопротивляемости металла ЗТВ образованию холодных трещин.

В то же время $q_{св}$ может иметь не только положительную, но и отрицательную роль в сопротивляемости металла сварных соединений образованию холодных трещин. Ранее [7] установлено, что в соединениях аналогичных высокопрочных сталей с БМ швами повышение погонной энергии сварки приводит к возрастанию остаточных продольных напряжений в металле шва и ЗТВ. Это следует учитывать при выборе режимов сварки.

Влияние типа металла шва на сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ и швов оценивали по результатам испытаний образцов, сваренных проволоками Св-10ХН2ГСМФТЮ (БМ шов), Св-08Г2С (ФБ шов) и Св-08Х18Н9Г7Т (аустенитно-ферритный (АФ) шов). Химический и фазовый составы металла шва сварных соединений, выполненных этими проволоками, а также показатели их прочности приведены в табл. 1. Содержание диффузионного водорода в металле, наплавленном такими проволоками, равнялось соответственно

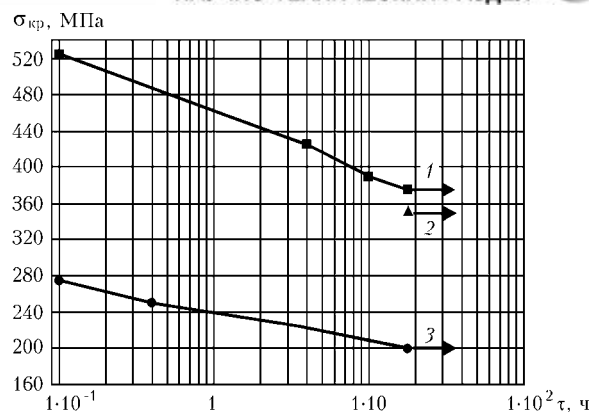


Рис. 3. Сопротивляемость замедленному разрушению металла швов, выполненных проволоками Св-08Г2С (1), Св-08Х18Н9Г7Т (2), Св-10ХН2ГСМФТЮ (3)

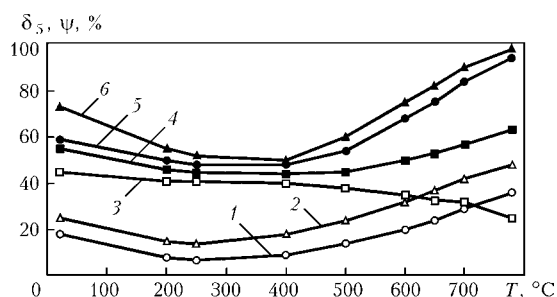


Рис. 4. Зависимость относительного удлинения δ_5 (1–3) и относительного сужения ψ (4–6) БМ (1, 5), ФП (2, 6) и АФ (3, 4) швов от температуры при $w_{6/5} \approx 5...6$ °С/с

3,5...4,0, 7,5...8,0 и 2,5...3,0 мл/100 г, что характерно для указанных материалов.

Установлено (рис. 3), что АФ металл швов имеет высокую стойкость против замедленного разрушения ($\sigma_{кр}/\sigma_{0,2} = 1$). Высокой стойкостью против образования трещин характеризуются швы ФБ типа ($\sigma_{кр}/\sigma_{0,2} = 0,8$). Более низкие показатели ($\sigma_{кр}/\sigma_{0,2} = 0,5$) зафиксированы при испытании образцов с БМ швами. По-видимому, это связано с особенностями структурных превращений в исследуемых швах, а также с тем, что БМ швы по сравнению с АФ и ФБ имеют более высокие показатели прочности и менее пластичны (рис. 3).

Структурные превращения в БМ швах происходят в температурном интервале, при котором металл имеет высокую прочность и пониженную пластичность (рис. 4). При этом создаются благоприятные условия для возникновения локальных пластических деформаций в швах и образования в них микротрещин.

В металле ферритно-перлитных (ФП) швов структурные превращения происходят при температурах выше 600 °С. Поскольку при данных

Таблица 1. Химический и фазовый составы металла швов сварных соединений, выполненных исследуемыми проволоками

Марка проволоки	Массовая доля элементов в металле шва, %									Фазовый состав, %	$\sigma_{0,2}$, МПа
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P		
Св-10ХН2ГСМФТЮ	0,08	0,29	0,95	0,65	2,1	0,49	0,023	0,023	0,020	70Б + 30М	780
Св-08Г2С	0,10	0,61	1,49	—	—	—	—	0,029	0,021	50Ф + 50Б	480
Св-08Х18Н9Г7Т	0,09	0,87	5,27	18,7	9,0	—	0,720	0,008	0,026	94А + 6 Ф	350

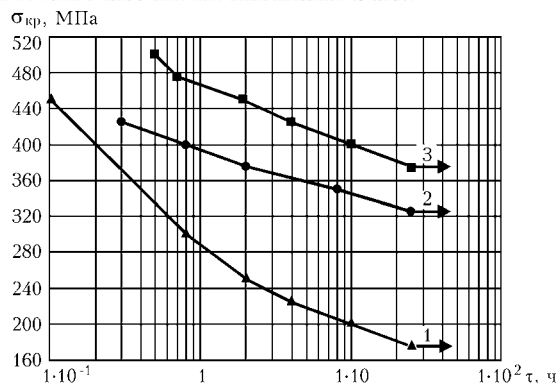


Рис. 5. Сопротивляемость замедленному разрушению металла ЗТВ сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволоками Св-08Г2С (1), Св-08Х18Н9Г7Т (2), Св-10ХН2ГСМФТЮ (3)

температурах в ФП швах прочность невысокая, а относительное удлинение превышает 30 % (рис. 4), то вероятность образования трещин в таких швах незначительна.

Несколько иные закономерности обнаружены при исследовании металла ЗТВ (рис. 5). Наиболее высокими показателями $\sigma_{кр}$ отличается металл ЗТВ сварных соединений, выполненных проволоками Св-10ХН2ГСМФТЮ (375 МПа) и Св-08Х18Н9Г7Т (350 МПа). Более низкие значения (175 МПа) получены при сварке проволокой Св-08Г2С. Последнее, очевидно, связано с повышенным содержанием диффузионного водорода в металле, наплавленном проволокой Св-08Г2С, а также с более высоким (по сравнению с БМ и АФ швами) коэффициентом диффузии водорода в таком металле, что способствует его активному скапливанию вблизи границы сплавления на участках, где образуются холодные трещины.

Далее оценивали сопротивляемость образованию продольных и поперечных трещин реальных стыковых соединений с многопроходными швами. Для этого были использованы технологические пробы «жесткая обварка» различной модификации (рис. 6) переменной ширины ($B = 100, 200$ и 300 мм) [8]. Образцы изготавливали из стали 14ХГН2МДАФБ толщиной 15 мм. Их сварку производили без предварительного подогрева проволоками сплошного сечения марок Св-08Г2С, Св-10ХН2ГСМФТЮ, Св-08Х18Н9Г7Т диаметром

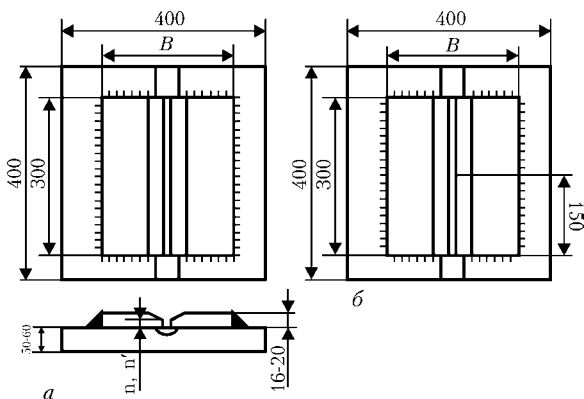


Рис. 6. Технологические пробы для оценки сопротивляемости сварных соединений продольным (а) и поперечным (б) трещинам; $B = 100; 200; 300$ мм; $n = 0,5... 1,5$ мм; $n' = \sim 3... 4$ мм

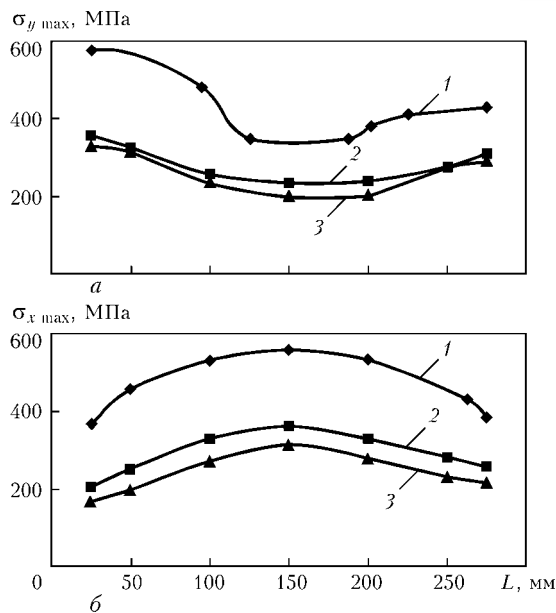


Рис. 7. Распределение поперечных (а) и продольных (б) остаточных напряжений в сварных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволоками Св-08Г2С (1), Св-08Х18Н9Г7Т (2), Св-10ХН2ГСМФТЮ (3) по длине шва L

1,2 мм в смеси газов $Ag + CO_2$ на следующем режиме: $I_{св} = 130... 140$ А; $U_{д} = 24... 25$ В; $v_{св} = 13... 14$ м/ч. Выполнение каждого из следующих за корневым валиком слоев шва начинали после остывания сварных соединений до температуры $20... 30$ °С. Процесс зарождения и развития трещин в исследуемых сварных соединениях контролировали методом акустической эмиссии [9]. Остаточные напряжения в образцах определяли методом голографической интерферометрии [10].

Оценку напряженного состояния сварных соединений с многопроходными швами выполняли на образцах-спутниках. Для исключения возможности образования в них трещин технологические пробы сваривали с полным проваром. Наиболее высокий уровень (может превышать 500 МПа) как продольных σ_x , так и поперечных σ_y остаточных сварочных напряжений сформировался в металле шва и ЗТВ технологических проб с $B = 100$ мм, выполненных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ (рис. 7, кривые 3), в отличие от соединений, сваренных проволоками марок Св-08Г2С и Св-08Х18Н9Г7Т (рис. 7, кривые 1, 2), где он значительно ниже. Значения остаточных напряжений существенно зависят от размеров технологических проб: наиболее низкие (от 70 до 250 МПа) формируются в образцах при $B = 300$ мм [8].

Сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин оценивали по результатам исследования шлифов, вырезанных из технологических проб. Продольные трещины на начальном этапе зарождения и развития распространяются по зоне сплавления соединений, а затем переходят в металл шва. Это дает основание считать, что сопротивляемость сварных соединений образованию продольных трещин определяется склонностью к этому виду разрушений металла ЗТВ.

Как показали исследования, поперечные трещины в сварных соединениях низкоуглеродистых

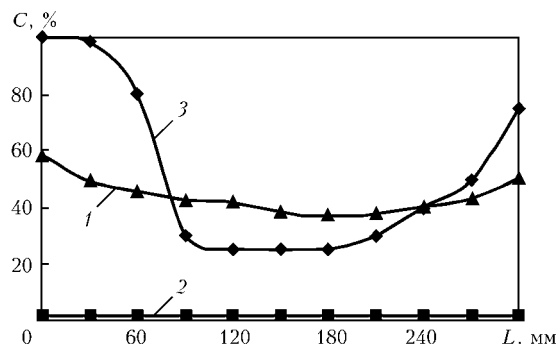


Рис. 8. Отношение высоты трещины к высоте шва по длине сварных соединений стали 14ХГН2МДАФБ, выполненных проволоками Св-08Г2С (1), Св-08Х20Н9Г7Т (2), Св-10ХН2ГСМФТЮ (3)

высокопрочных сталей чаще образуются и развиваются по металлу шва и зависят от его способности сопротивляться замедленному разрушению. Поэтому результаты исследований технологических проб, направленных на оценку стойкости сварных соединений против образования продольных трещин, сравнивали с данными, полученными во время испытаний образцов Имплант, а поперечных — на осевое растяжение металла шва.

Исследования показали, что в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Х18Н9Г7Т, как продольные, так и поперечные трещины отсутствуют (рис. 8, табл. 2). Это подтверждают результаты анализа макрошлифов, вырезанных из образцов через 10 сут после завершения сварки (рис. 9, а). Как установлено ранее, остаточные напряжения в технологических пробах, выполненных указанным материалом, не превышают 300...320 МПа, что ниже уровня критических напряжений, которые могут привести к замедленному разрушению металла ЗТВ и шва таких соединений ($\sigma_{кр} \approx 350$ МПа).

При анализе результатов испытаний технологических проб и образцов, сваренных проволокой Св-08Г2С, установлено, что эти соединения склонны к образованию продольных трещин. Первые акустические сигналы, свидетельствующие о начале процесса замедленного разрушения в сварных соединениях, выполненных проволокой Св-08Г2С, зафиксированы уже через 3 мин после завершения сварки корневого слоя образца. Еще через 5 мин трещина длиной 45 мм (общая длина образца 300 мм) обнаружена на поверхности шва визуально.

Во время выполнения следующих за корневым валиком слоев шва интенсивность акустических сигналов значительно уменьшилась. Это свидетельству-

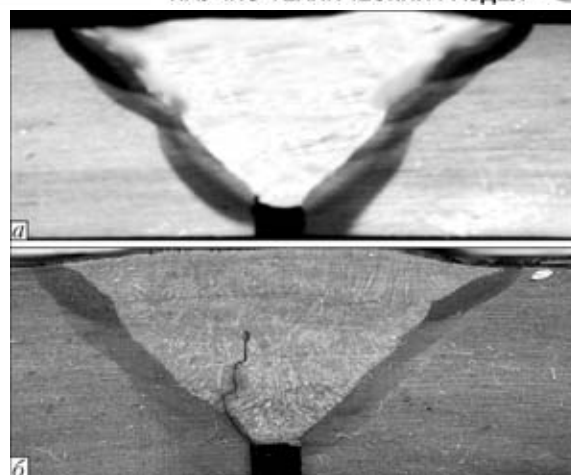


Рис. 9. Макрошлифы сварных соединений «жесткая обварка» стали 14ХГН2МДАФБ толщиной 15 мм, выполненных проволоками Св-08Х20Н9Г7Т (а) и 08Г2С (б), $\times 3$

ет о том, что развитие трещины в дальнейшем несколько замедлилось. На поверхности шва она больше не появлялась. Трещина, образовавшаяся при сварке технологических проб проволокой Св-08Г2С, показана на рис. 9, б. Анализ макрошлифов сварного соединения показал, что очаг разрушения находится на линии сплавления со стороны ЗТВ. Изначально трещина развивается по металлу ЗТВ, а затем переходит в шов. Ступенчатая траектория холодной трещины в данном шве ориентирована по местам скопления неметаллических включений, что характерно для соединений с многослойными швами. По-видимому, это объясняется тем, что в результате повторного высокотемпературного нагрева, протекающего одновременно с термдеформационными процессами, возможно уменьшение сцепления неметаллических включений с металлической матрицей и выпадение карбидов на границах зерен, поскольку даже при невысокой степени закалки на этих границах возникают очаги холодных трещин [1].

Исследования, проводимые с целью оценки сопротивляемости сварных соединений образованию поперечных трещин, показали, что образование данного вида дефекта в соединениях низкоуглеродистых высокопрочных сталей, сваренных проволокой Св-08Г2С, маловероятно.

Повышенная склонность сварных соединений высокопрочных сталей, выполненных проволокой Св-08Г2С, к образованию продольных трещин и одновременно высокая стойкость против образования поперечных трещин, по-видимому, может объясняться разной сопротивляемостью замедленному разрушению под действием приложенной наг-

Таблица 2. Влияние ширины технологической пробы и уровня остаточных напряжений на сопротивляемость образованию поперечных трещин соединений с различным типом легирования металла шва

Марка проволоки	Ширина технологической пробы, мм								
	100			200			300		
	σ_x , МПа	σ_y , МПа	C, %	σ_x , МПа	σ_y , МПа	C, %	σ_x , МПа	σ_y , МПа	C, %
Св-08Х18Н9Г7Т	309	200	0	Не определяли					
Св-08Г2С	356	350	0						
Св-10ХН2ГСМФТЮ	550	350	70	350	200	50	245	160	0

Примечание. Здесь C — отношение высоты трещины к высоте шва.



ружки металла шва и ЗТВ таких соединений, а также различной их чувствительностью к охрупчиванию водородом.

Анализ макро- и микрошлифов, изготовленных из технологических проб, сваренных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ, показал, что в них могут образовываться как продольные, так и поперечные трещины. Исследованиями установлено, что при ограниченном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле исключить образование продольных трещин в соединениях, сваренных проволокой Св-10ХН2ГСМФТЮ, удастся, когда уровень остаточных напряжений в них не превышает 350 МПа. Это подтверждают результаты испытаний технологических проб шириной 200 и 300 мм, максимальные уровни остаточных напряжений в которых равны соответственно 340 и 220 МПа. В случае, когда уровень напряжений превышает 350 МПа (технологическая проба шириной 100 мм), исключить образование трещин в образцах без дополнительных технологических приемов (использование предварительного и сопутствующего подогрева) не представляется возможным. Эти данные хорошо согласуются с результатами испытания образцов Имплант, которые свидетельствуют, что при сопоставимых условиях сварки ($[H]_{\text{диф}} = 3,5 \dots 4,0$ мл/100 г, $q_{\text{св}} = 8,0 \dots 10,0$ кДж/см) образование и развитие холодных трещин в металле ЗТВ исследуемых соединений может происходить при нагрузках более 375 МПа.

О важной роли остаточных напряжений в образовании холодных трещин свидетельствуют также результаты испытаний технологических проб, выполненных проволокой марки Св-10ХН2ГСМФТЮ с целью оценки сопротивляемости соединений образованию поперечных трещин.

Установлено, что высокая сопротивляемость сварных соединений этому виду разрушения может быть достигнута при условии, что уровень остаточных продольных напряжений в них не будет превышать 240 МПа (табл. 2). Следует отметить, что эти данные хорошо согласуются с результатами испытания на замедленное разрушение металла шва ($\sigma_{\text{кр}} = 240 \dots 260$ МПа). На практике для снижения продольных напряжений до указанного уровня прибегают к разным технологическим приемам, среди которых следует отметить сварку каскадом, горкой, разбивку протяженных участков швов на отдельные блоки небольшой длины и т. д.

Выводы

1. Установлено, что с увеличением концентрации диффузионного водорода сопротивляемость металла шва и ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей замедленному разрушению снижается.

2. Показано, что увеличение погонной энергии сварки, с одной стороны, способствует формиро-

ванию в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочных закаливающихся сталей структурных составляющих, отличающихся повышенной стойкостью против замедленного разрушения, а с другой, — повышению уровня остаточных растягивающих напряжений.

3. Определено, что возрастание остаточных напряжений в сварных соединениях низкоуглеродистых легированных высокопрочных сталей вызывает снижение их сопротивляемости образованию холодных трещин как в продольном, так и поперечном по отношению к оси шва направлениях.

4. Установлено, что существенное влияние на формирование остаточных напряжений в сварных соединениях высокопрочных сталей оказывают жесткость закрепления и тип металла шва. На более низкий уровень остаточных растягивающих напряжений сформировался в жестко закрепленных соединениях стали 14ХГН2МДАФБ с аустенитными и ФБ швами (350...375 МПа), а наиболее высокий (до 600 МПа) — с БМ.

5. Конструктивное оформление сварных соединений и выбор технологических процессов сварки высокопрочных сталей следует выполнять таким образом, чтобы исключить возможность формирования в них высокого уровня остаточных сварочных напряжений, несовершенств микроструктуры металла шва и ЗТВ, а также наличия участков с повышенной концентрацией диффузионного водорода.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
2. Гривняк И. Свариваемость сталей. — М.: Машиностроение, 1984. — 216 с.
3. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей // Автомат. сварка. — 1985. — № 8. — С. 6–18.
4. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Там же. — 1997. — № 5. — С. 3–10.
5. Назарчук А. Т., Стеренбоген Ю. А., Косьяков В. П. Методика оценки склонности металла шва к образованию поперечных трещин // Там же. — 1984. — № 12. — С. 7–10.
6. Походня И. К., Пальцевич А. П. Хроматографический метод определения диффузионного водорода в сварных швах // Там же. — 1980. — № 1. — С. 85–89.
7. К вопросу образования продольных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 2003. — № 4. — С. 14–18.
8. Методика оценки влияния остаточных напряжений на образование продольных холодных трещин сварных соединений легированных сталей / Л. М. Лобанов, Л. И. Миходуй, В. Д. Позняков и др. // Там же. — 2003. — № 6. — С. 9–13.
9. Мусияченко В. Ф., Касаткин Б. С., Жданов С. Л. Исследования условий образования и развития холодных трещин в сварном соединении высокопрочной стали методом акустической эмиссии // Там же. — 1981. — № 7. — С. 5–7.
10. Lobanov L. M., Pivtorak V. A. Development of holographic interferometry for investigation of the stress-strain state and quality control of welded structures. — S. l., [2000]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XV-1036-00).

Effect of the diffusible hydrogen content and welding heat input on delayed fracture resistance of steel 14KhGN2MDAFB welded joints, made by using wire Sv-10KhN2GSMFTYu, has been studied. Relationship has been established between the level of residual stresses and longitudinal and transverse cold crack resistance of the joints in the above steel welded by using wires that provide the weld metal with a bainitic-martensitic, ferritic-bainitic and austenitic structures.

Поступила в редакцию 19.01.2004,
в окончательном варианте 22.04.2004



ХАРАКТЕР ОБРАЗОВАНИЯ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ ЛИТЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

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

Исследованы закономерности возникновения горячих трещин в зоне термического влияния (ЗТВ) при сварке плавлением. Предполагается, что при сварке жаропрочного сплава нагрев металла ЗТВ вызывает структурные превращения упрочняющей γ -фазы, сопровождаемые изменением объема металла. Под влиянием деформационных процессов, локализованных в узкой зоне, где структура никелевого сплава некоторое время находится полностью в аустенитном состоянии, наблюдается появление горячих трещин.

Ключевые слова: никелевые жаропрочные сплавы, γ -фаза, зона термического влияния, горячие трещины, твердость, пластическая деформация, интервал провала пластичности

Никелевые жаропрочные сплавы являются основным конструкционным материалом для изготовления газотурбинных двигателей, широко используемых в авиации и других областях техники.

При изготовлении деталей горячего тракта двигателей применяют дисперсионно-твердеющие никелевые сплавы с интерметаллидным упрочнением. С целью обеспечения стабильности структуры и сохранения в течение длительного времени высоких прочностных характеристик осуществляют комплексное легирование никелевых сплавов элементами γ -образователями (алюминий, титан, ниобий), общая массовая доля которых в сплаве составляет 6...15 % и более.

Сложная система легирования и высокие прочностные характеристики сплавов являются причиной образования трещин как в шве, так и в зоне термического влияния (ЗТВ) при сварке изделий даже незначительной толщины. Представляется целесообразным исследовать закономерности возникновения горячих трещин прежде всего в ЗТВ сварных соединений, полученных сваркой

плавлением с происходящими структурными превращениями.

Исследования проводили на никелевом сплаве IN 738, применяемом в качестве конструкционного материала для изготовления лопаток газовых турбин следующего химического состава, мас. %: С 0,09; Cr 16,0; Co 10,5; Mo 1,7; W 4,6; Nb 0,2; Al 3,0; Ti 4,4; Ca $\leq 0,01$; La $\leq 0,01$.

Чувствительность металла ЗТВ к образованию трещин при плазменно-порошковой сварке оценивали по составу, идентичному основному материалу. Сварку осуществляли на образце из сплава IN 738 толщиной 10 мм в состоянии поставки на следующем режиме: $I_{св} = 100...120$ А; $U_{д} = 25...26$ В; $v_{св} = 4$ м/ч; размер частиц порошка 50...150 мкм; расход аргона — 18...20 л/мин.

Шлифы для металлографических исследований подвергали вакуумному ионному травлению с использованием высоковольтного плазменного разряда при напряжении 2,5 кВ и токе 0,005 А, что дало возможность обнаружить четкие контуры трещин разного размера. Для контрольного выявления зон структурных превращений в металле ЗТВ использовали изображения, полученные с помощью оптического микроскопа в темном и светлом поле.

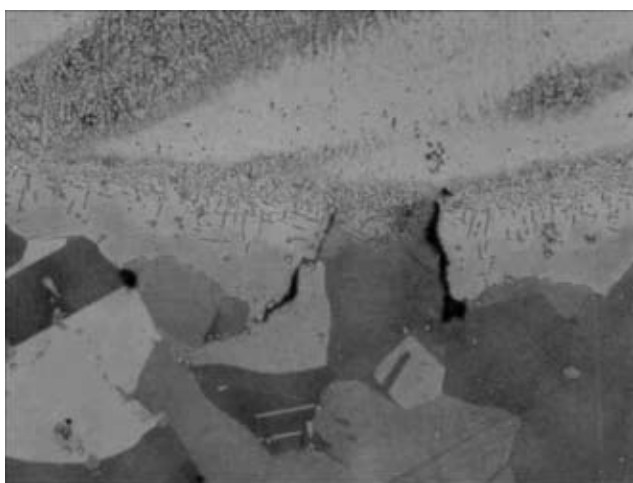


Рис. 1. Микротрещины в металле ЗТВ сварных соединений никелевых сплавов с упрочняющей γ -фазой, $\times 200$

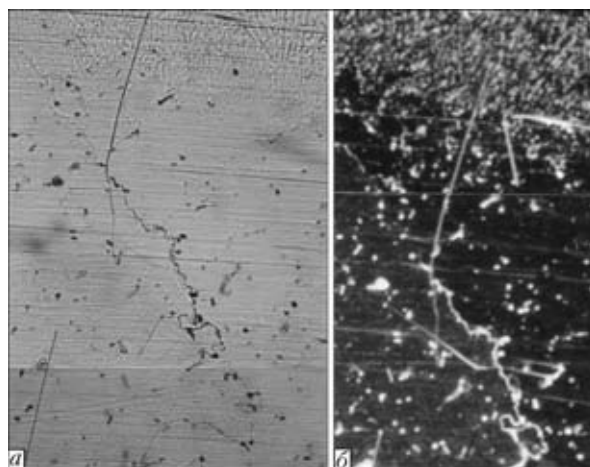


Рис. 2. Изображения ($\times 100$) микротрещин в металле ЗТВ сварного соединения жаропрочного сплава IN 738, полученные в светлом (а) и темном (б) поле

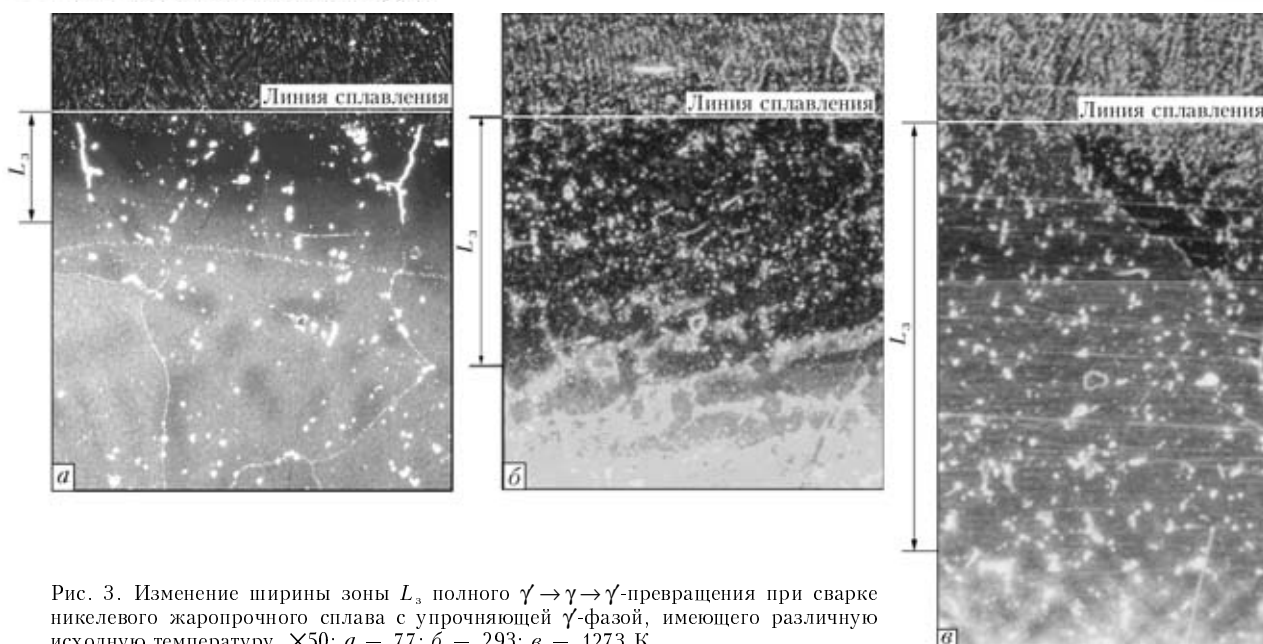


Рис. 3. Изменение ширины зоны L_z полного $\gamma \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma$ -превращения при сварке никелевого жаропрочного сплава с упрочняющей γ -фазой, имеющего различную исходную температуру, $\times 50$: а — 77; б — 293; в — 1273 К

Оценку размеров структурных составляющих металла, в том числе γ -фазы, выполняли на растровом электронном микроскопе после специального травления. Характер пластической деформации при продвижении горячей трещины определяли по изменению профиля поверхности сварного соединения с использованием интерференционного оптического микроскопа.

В ходе металлографических исследований сварных соединений сплава IN 738, проведенных при нормальной температуре свариваемых кромок, в металле ЗТВ обнаружены микротрещины, распространяющиеся в направлении основного металла (рис. 1). При изучении сварных соединений указанного сплава выявлена структурная зона, примыкающая к шву, в которой преимущественно и располагались горячие трещины (рис. 2).

Статистическая обработка результатов исследований показала, что трещины находятся на некотором удалении от линии сплавления. Это позволяет предположить, что образование горячих трещин не всегда обусловлено оплавлением границ зерен при сварке. Это не позволяет отнести их к типичным кристаллизационным трещинам.

Под действием термического цикла сварки в основном металле вблизи линии сплавления образуются зоны с различными свойствами. Изучение

механизма формирования этих зон поможет выявить природу образования горячих трещин.

В общем виде структурные изменения в металле ЗТВ сварных соединений зависят от условий сварки и прежде всего от термического цикла.

Исследовали влияние на формирование рассматриваемой структурной зоны исходных температур свариваемых образцов при неизменных режимах сварки.

Сварку выполняли на металле, предварительно охлажденном до 77 К при комнатной температуре (293 К) и нагретом до 1293 К.

Микроструктура металла ЗТВ сварных соединений сплава IN 738 приведена на рис. 3. Из рисунка видно, что ширина зоны L_z полного γ -превращения претерпевает значительные изменения. На основе полученных данных построены экспоненциальные кривые зависимости L_z от температуры (рис. 4). При этом, как подтверждает статистика, наблюдается корреляция между шириной зоны L_z полного γ -превращения и средней длиной горячих трещин, образовавшихся при сварке металла, имеющего различную исходную температуру.

Оценка микроструктуры металла рассматриваемой зоны позволила выявить наличие в зоне, примыкающей к сварному шву (рис. 5, а, б), частиц мелкодисперсной γ -фазы, отличающихся размером от более крупных частиц γ -фазы в основном металле, которая формируется на некотором удалении от линии сплавления (рис. 5, в).

С помощью растровой электронной микроскопии подтвердилось отличие в строении структуры и размеров частиц γ -фазы в зоне основного металла, расположенной вдали от шва (рис. 6, а), и в зоне образования горячих трещин, примыкающей ко шву (рис. 6, б).

Следовало ожидать, что изменение размеров γ -фазы влияет на прочностные характеристики металла шва, в том числе его поверхности. Из рис. 7 видно, что твердость металла ЗТВ меняется в за-

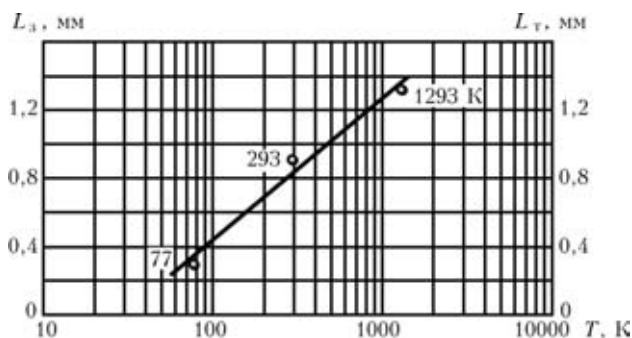


Рис. 4. Влияние исходной температуры сплава IN 738 на среднюю длину трещин L_T и ширину зоны L_z полного γ -превращения

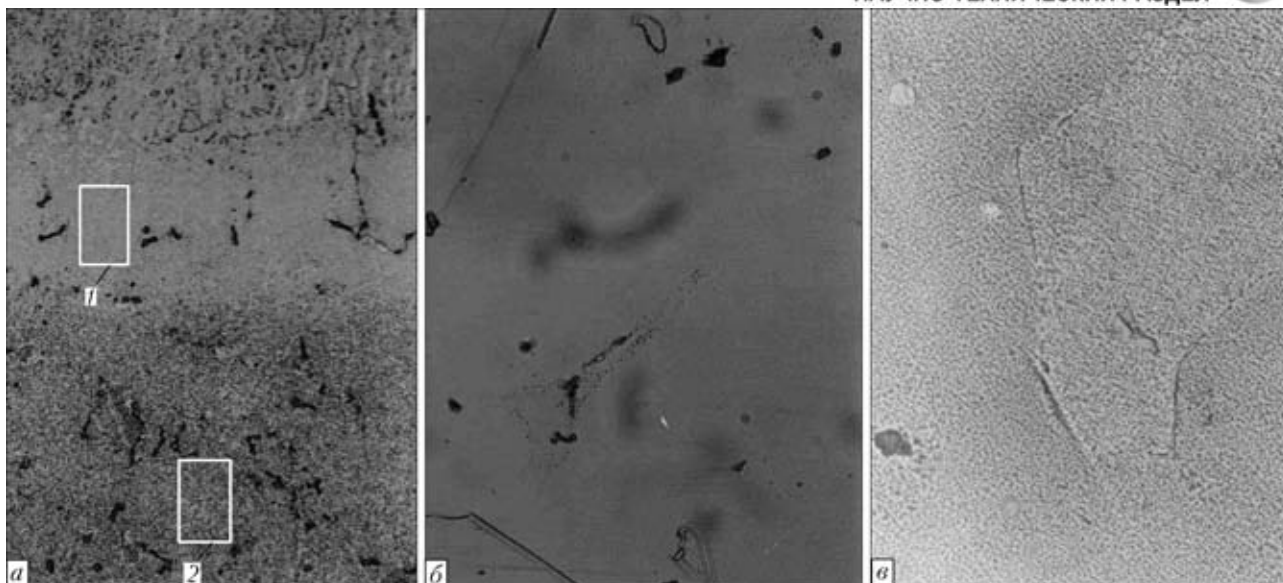


Рис. 5. Микроструктура металла ЗТВ никелевого жаропрочного сплава IN 738: а — общий вид (X50); б, в — соответственно фрагменты 1 и 2 (X500)

висимости от его исходной температуры перед сваркой. Максимальное значение твердости имеют место при сварке металла, предварительно охлажденного до 77 К, минимальные — у металла, полученного при сварке с подогревом.

Таким образом, ширина зоны L_3 полного γ' -превращения с повышенной твердостью так же, как и зоны образования трещин, зависит от ис-

ходных температурных условий сварки. При этом минимальная ширина зоны металла с повышенной твердостью имеет место в сварном соединении, выполненном на металле, предварительно охлажденном до 77 К. Указанные отличия можно объяснить влиянием скорости охлаждения металла в температурном интервале $\gamma \rightarrow \gamma'$ -превращения на диаметр частиц γ' -упрочняющей фазы.

В работе [1] показано, что с повышением скорости охлаждения $v_{\text{охл}}$ наблюдается уменьшение диаметра частиц γ' -фазы (рис. 8). При этом следует ожидать изменение прочностных характеристик металла сварного соединения, в том числе и твердости.

В общем виде прочность дисперсионно-твердеющих сплавов зависит от расстояния между частицами, их диаметра, объемной доли [2] и определяется формулой

$$\sigma = \sigma_0 + \frac{c \sqrt{f}}{d},$$

где σ_0 — предел прочности матрицы; c — константа, включающая вектор Бюргерса и модуль сдвига матрицы; f — объемная доля структурных составляющих.

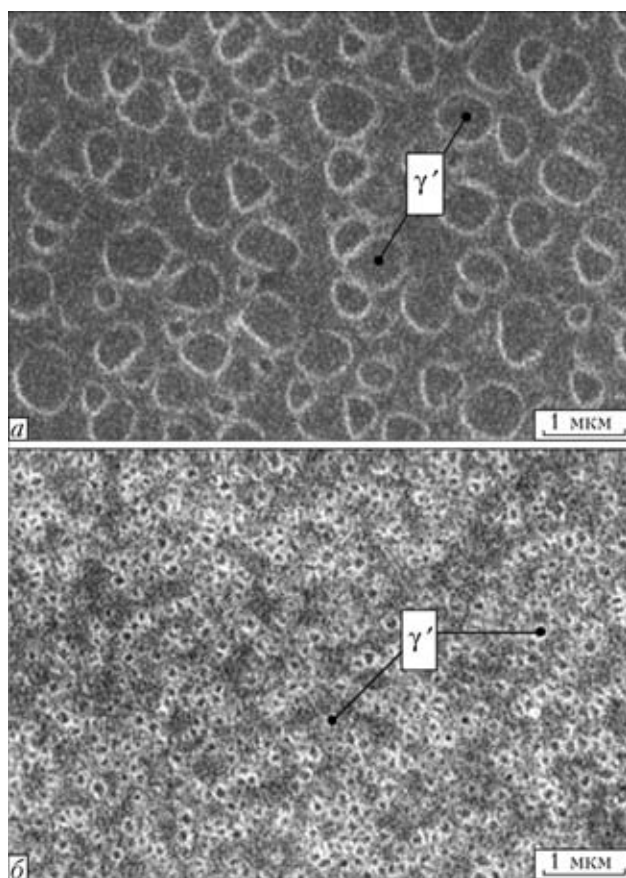


Рис. 6. Размеры частиц упрочняющей γ' -фазы в различных зонах, примыкающих к сварному шву: а — $d = 0,400 \dots 0,900$ мкм (зона основного металла); б — $d = 0,005 \dots 0,150$ мкм (зона образования горячих трещин)

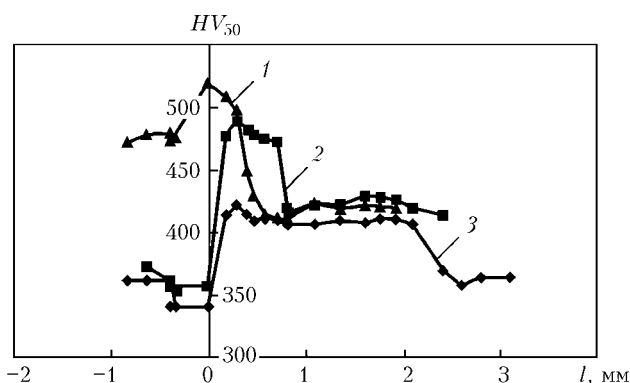


Рис. 7. Зависимость микротвердости металла ЗТВ от его исходной температуры: 1 — охлаждение до 77 К; 2 — комнатная температура (293 К); 3 — подогрев до 1273 К

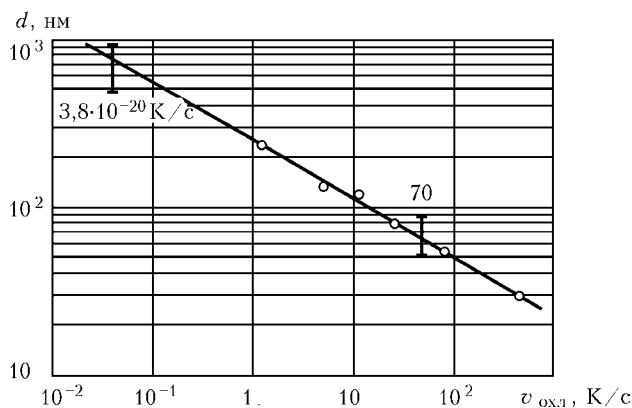


Рис. 8. Изменение среднего диаметра d частиц γ -фазы при охлаждении от температуры $T > T_{п.р}$ (здесь T — исходная температура; $T_{п.р}$ — температура полного растворения частиц γ -фазы); $\circ$ — данные работы [1]

Из уравнения следует, что чем больше объемная доля упрочняющей γ -фазы и меньше диаметр частиц, тем прочнее сплав.

Таким образом, можно утверждать, что металл зоны образования горячих трещин, примыкающей ко шву, обладает повышенной твердостью (прочностью) за счет $\gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma'$ -превращения, происходящего под действием термического цикла сварки (нагрев $\rightarrow$ охлаждение) (рис. 9), причем различия в значениях твердости связаны с изменением скорости охлаждения металла при сварке и соответственно процессом $\gamma \rightarrow \gamma'$ -превращения, протекающим при охлаждении металла ЗТВ после продвижения сварочной ванны в направлении линии сварки. Схема преимущественного образования трещин в ЗТВ сварных соединений никелевых сплавов с γ -упрочнением и ее связь со структурными изменениями в ЗТВ показаны на рис. 10.

Продвижение горячей трещины по границам зерен из зоны γ -фазы, где отсутствуют частицы упрочняющей γ' -фазы (рис. 10), в направлении основного металла тормозится за счет релаксации локальных напряжений, возникающих вследствие пластической деформации в устье трещины (рис. 11, а). Из рис. 11, б видно, что имеет место состояние плоской деформации. Очевидно, в этом случае закономерности торможения развития трещины могут быть объяснены исходя из условий образования пластических деформационных зон, описываемых механикой разрушения металлических материалов. Полученные результаты подтверждаются оптичес-

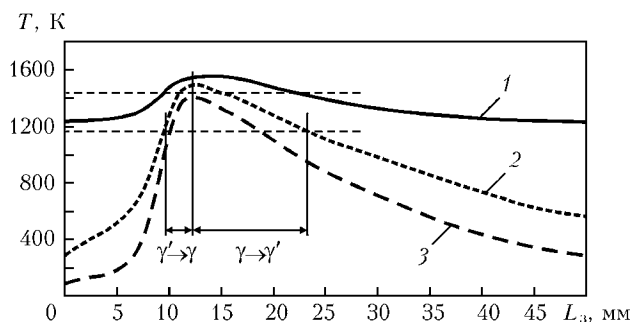


Рис. 9. Распределение температуры в металле ЗТВ сварного соединения сплава IN 738 и характер структурных превращений при реализации термического цикла сварки: 1 — $T = 1273$; 2 — 293; 3 — 77 К

кой интерференционной металлографией поверхности устья горячей трещины, образовавшейся после сварки никелевого сплава. На рис. 12 приведена картина распределения интерференционных линий, полученная в устье трещины, а также в районе искусственной деформации от царапины на поверхности шлифа. Видно, что интерференционные линии в районе устья трещины и царапины имеют тенденцию к перемещению вверх. Поскольку царапина — это углубление в металле, зона металла перед трещиной перемещается вниз относительно плоскости шлифа, т. е. происходит утяжка металла за счет реализации механизма пластической деформации.

Результаты проведенных исследований позволяют предположить наличие следующего механизма образования горячих трещин в ЗТВ при сварке никелевых сплавов с упрочняющей γ' -фазой:

1. При сварке сплава нагрев металла ЗТВ вызывает структурные превращения упрочняющей γ' -фазы в γ -матрицу. Эти превращения протекают в температурном интервале примерно от $T = 700$ °С до $T_{п.р}$ в зависимости от выбранной системы легирования металла.

2. При $\gamma \rightarrow \gamma'$ -превращении происходит увеличение объема металла, поскольку при повышенных температурах параметры кристаллической решетки γ -фазы меньше, чем γ' -фазы. Это сопровождается развитием интенсивных термдеформационных процессов, которые локализуются в узкой зоне ЗТВ.

3. Существует высокотемпературная зона, примыкающая к шву, в которой структура никелевого сплава некоторое время находится полностью в аустенитном состоянии.

В этом случае происходит обогащение границ аустенитных зерен примесными элементами — углеродом, кислородом, серой, фосфором и другими поверхностно-активными элементами. Влияние пластической деформации на процессы охрупчивания реализуется посредством взаимодействия подвижных дислокаций с примесными атомами и

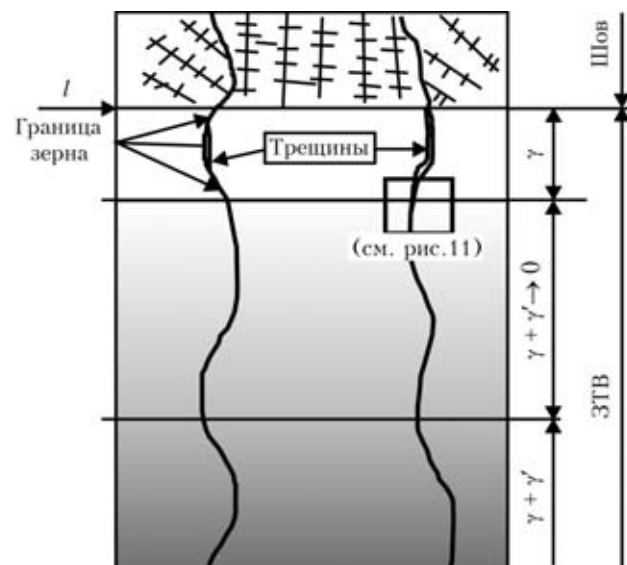


Рис. 10. Схема преимущественного образования трещин в ЗТВ сварных соединений жаропрочных сплавов с упрочняющей γ' -фазой

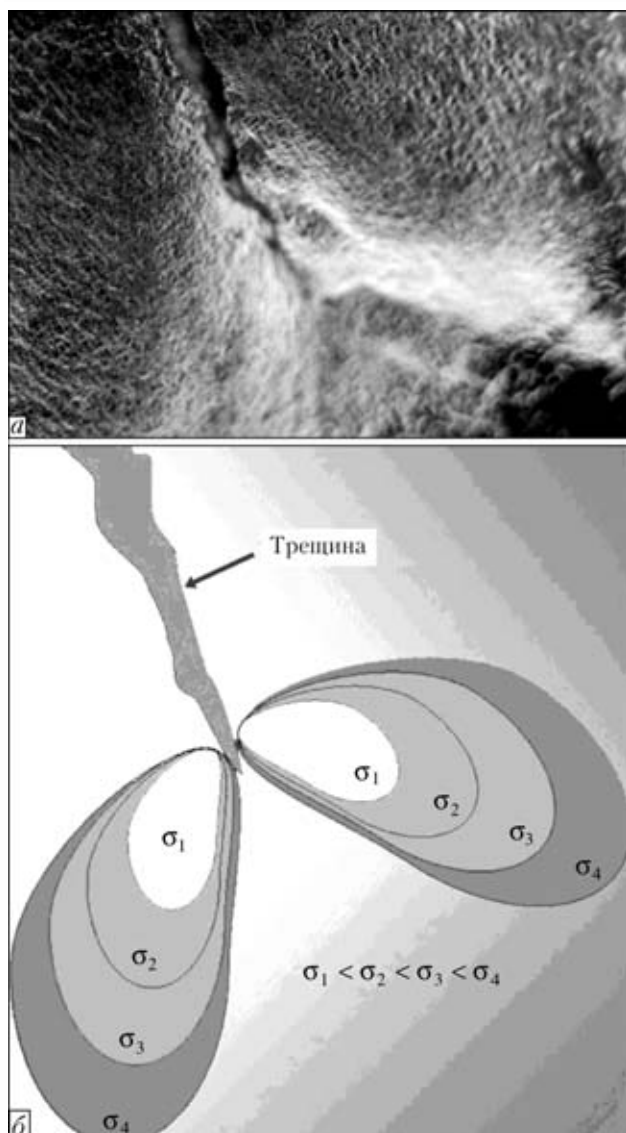


Рис. 11. Торможение развития горячей трещины в ЗТВ под влиянием пластической деформации: *a* — поверхность металла в устье горячей трещины (X400); *b* — схема распределения пластической деформации в полях напряжений ($\sigma_1 \dots \sigma_4$)

определяется конкурирующими температурными процессами, а именно, изменением энергии взаимодействия атомов с дислокациями (обратная температурная зависимость) и диффузионной подвижностью этих атомов (прямая температурная зависимость).

Температурный интервал, в котором сохраняется достаточно высокая энергия связи примесного атома с дислокациями и в то же время обеспечивается его подвижность благодаря увеличению параметров диффузии, является интервалом «провала» пластичности. Именно в этом интервале может осуществляться захват примесного элемента движущимися дислокациями и его транспортировка на границы зерен.

Благодаря последнему обстоятельству изменяется соотношение прочности тела зерна и его границы и происходит образование трещины по границам зерен (по типу трещин «провала» пластичности). Как отмечалось ранее, охрупчивание границ зерен реализуется в зоне, имеющей аусте-

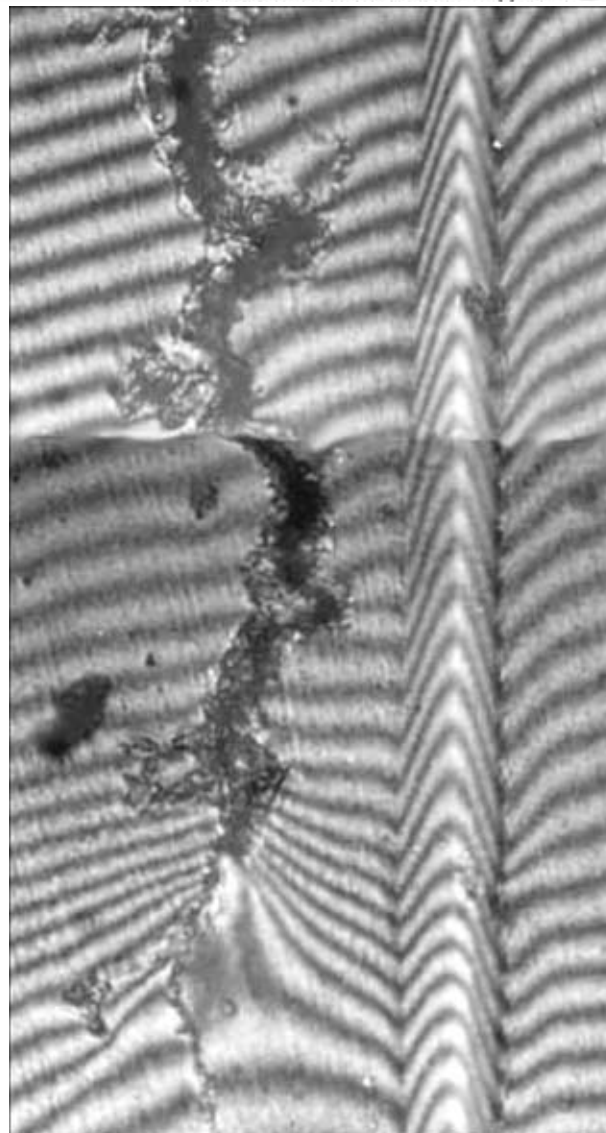


Рис. 12. Картина распределения пластических деформаций в устье горячей трещины

нитную структуру. По мере охлаждения металла происходит выделение γ' -фазы внутри зерен. При этом развиваются, а с увеличением объемной доли γ' -фазы усиливаются процессы торможения перемещения дислокаций, обогащения границ примесными элементами и происходит повышение пластичности металла ЗТВ. В указанном температурном интервале продвижение трещин приостанавливается вследствие пластической деформации в устье трещины.

Выводы

1. Для никелевых сплавов с упрочняющей γ' -фазой типичным является образование трещин по границам зерен в ЗТВ при нагреве-охлаждении в интервале от 700 °С до температур, близких к температуре плавления.

2. Показано, что в процессе сварки в зоне основного металла, расположенной вблизи линии сплавления, происходят фазовые изменения по схеме $\gamma + \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma + \gamma'$, а также локальная деформация по границам зерен. В возникшей на стыке



зерен трещине (в ее устье) наблюдается релаксация напряжений в интервале от 700 °С до температуры плавления.

3. Горячие трещины могут возникать под влиянием термомеханического нагружения в результате сегрегации примесных элементов на границе зерен с последующим их оплавлением и значительной локальной деформацией в диапазоне температур «провала» пластичности.

4. Для металлов с высокой степенью легирования поверхностно-активными элементами, например бором, образование трещин может происходить по двум механизмам одновременно.

1. Haafkens M. H., Matthey J. G. A new approach to the weldability of nickel-base as-cast and powder metallurgy superalloys // Welding J. — 1982. — **61**, № 11. — P. 25–30.
2. Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1983. — 192 с.

Principles of formation of hot cracks in HAZ during fusion welding have been studied. It is suggested that heating of the HAZ metal in welding heat-resistant alloys causes structural transformations of the strengthening γ' -phase, accompanied by changes in metal volume. Hot cracks are formed under the effect of the deformation processes localised in a narrow zone, where structure of a nickel alloy remains for some time in a fully austenitic state.

Поступила в редакцию 25.03.2004

Новости НКМЗ

ПЕРВЫЙ УКРАИНСКИЙ БУРОВОЙ СТАНОК

Еще одну новую горную машину — станок буровой шарошечный СБШС-250Н, предназначенный для бурения вертикальных и наклонных взрывных скважин, выпустил Новокраматорский машиностроительный завод.

Первый украинский буровой станок создан НКМЗ совместно с фирмой «Оркис» (г. Желтые Воды) при активном участии ОАО «Центральный горно-обогатительный комбинат» (г. Кривой Рог). Здесь в ноябре 2003 г. состоялась презентация новой машины.

Заместитель генерального директора по экономике НКМЗ Ю. Чибисов ознакомил гостей, в числе которых главные специалисты ГОКов Украины, России, Узбекистана, с технологическими возможностями завода, позволяющими выпускать современное горнорудное оборудование.

Первый украинский буровой станок имеет множество достоинств, которые выгодно отличают его от российского аналога. О них рассказали авторы проекта — специалисты НКМЗ и фирмы «Оркис». Это улучшенная маневренность и повышенная скорость движения при перемещении из одного района бурения в другой, плавность наезда на скважину. По сравнению с российской украинская машина обеспечивает скорость бурения выше в 1,5 раза. Конструкция станка создает идеальные условия для рабочего инструмента. Еще одно достоинство — управление буровым станком осуществляется с помощью компьютера. А в перспективе эти станки намечено сделать «беспилотными». Один оператор будет управлять с дистанционного пульта несколькими машинами.

ОАО «Центральный горно-обогатительный комбинат», в карьере которого три месяца продолжались испытания нового бурового станка, во время СССР был базовым полигоном для внедрения новых горнодобывающих машин и технологий, и его специалисты имеют в этой области большой опыт. Их авторитетному мнению о возможностях, качестве и надежности новинок традиционно доверяют во всех ГОКах на территории бывшего Союза.

На презентации главные специалисты Центрального ГОКа дали высокую оценку новому буровому станку. Технический директор А. Дмитриенко, кроме его высоких технических характеристик, отметил удобство обслуживания, безопасность и комфорт. Самое главное достоинство — изготовителям до минимума удалось снизить уровень вибрации. А у буровых станков он считается самым высоким, для горной техники. Главный энергетик В. Кириченко отметил, что, основательно испытав новую машину, специалисты Центрального ГОКа не видят на территории СНГ бурового станка, равного по техническому оснащению, технологическим возможностям и удобству обслуживания. Далеко не последнюю роль играет и приемлемая цена нового станка по сравнению с аналогами из дальнего зарубежья. Большого будущего пожелал машине и ее первый оператор Алексей Попов.

Участники презентации увидели непосредственно в карьере как новый станок отрабатывает технологические операции, осмотрели его внутри. Их мнение о новой машине выразил зам. главного механика ГОКа в Навои (Узбекистан) А. Ващенко: «Машина современная и надежная».



ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ СВАРКИ И ДЛИТЕЛЬНОСТИ ПЕРИОДИЧЕСКОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЗАКАЛИВАЮЩИХСЯ СТАЛЕЙ ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ С ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЕМ

А. М. САВИЦКИЙ, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук, **Д. П. НОВИКОВА**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе анализа зависимости условий нагрева и охлаждения сварных соединений показано, что основными параметрами режима сварки, от которых зависит эффективность термоциклирования, являются скорость сварки и длительность паузы. Эти параметры режима определяют скорость нагрева, количество циклов нагрев-охлаждение и интервал термоциклирования, от которых, в свою очередь, зависит кинетика протекания структурных превращений при нагреве и охлаждении сварного соединения.

Ключевые слова: дуговая сварка, закаливающиеся стали, тепловая мощность, термоциклирование, структура

Важным фактором, определяющим свойства металла сварных соединений, является его структура. Особенно резко эта зависимость проявляется при сварке закаливающих сталей. Поэтому изучение особенностей влияния различных факторов на формирование структуры при сварке указанной группы сталей является важной и актуальной задачей, так как позволяет разрабатывать новые перспективные методы ее улучшения.

Известно, что доминирующее влияние на кинетику формирования структуры металла оказывают условия его нагрева и охлаждения. Особенности этого влияния при традиционных способах сварки изучены достаточно глубоко и всесторонне [1–5]. Условия нагрева и охлаждения при традиционных способах определяются погонной энергией. Ее уменьшение сопровождается ускорением нагрева и охлаждения сварных соединений, что способствует ограничению роста аустенитного зерна и повышению склонности сварных соединений к закалке. С увеличением погонной энергии скорость нагрева и охлаждения сварного соединения снижается. В результате наблюдается рост зерна и различная степень самоотпуска мартенсита.

При традиционных способах дуговой сварки сложно обеспечить одновременное измельчение зерна и снижение вероятности образования закалочных структур. Это достаточно трудоемко, дорого и нетехнологично. Поэтому в последнее время разработан ряд технологических приемов, обеспечивающих возможность сварки закаливающих сталей без подогрева. Одним из них является термоциклирование.

В работе [6] приведены результаты дилатометрических исследований, свидетельствующие о том, что термоциклирование позволяет смещать распад аустенита в более высокотемпературные области и подавлять мартенситное превращение в

сварном соединении. При этом в металле формируются структуры, являющиеся результатом распада аустенита в промежуточной либо диффузионной областях. Это достижимо при импульсно-дуговой однопроходной сварке без подогрева и термообработки сварного соединения за счет инициирования в нем специфического пульсирующего термического цикла по типу приведенного в работе [6]. Повышение скоростей нагрева, увеличение количества циклов нагрев-охлаждение и расширение температурного интервала термоциклирования при этом способствуют смещению распада аустенита в более высокотемпературные области и формированию в сварном соединении более пластичных структур.

Основными параметрами пульсирующего термического цикла, определяющими кинетику формирования структуры в сварном соединении, являются скорость нагрева, количество циклов нагрев-охлаждение, температурный интервал термоциклирования и скорость охлаждения. Так как влияние скоростей охлаждения на формирование структуры изучено достаточно глубоко, то рассматривать его нецелесообразно. Каждому из указанных параметров термического цикла соответствует определенный параметр режима сварки, который оказывает на него доминирующее влияние.

Скорость нагрева в основном определяется погонной энергией сварки, которая, в свою очередь, при фиксированном значении тепловой мощности дуги регулируется скоростью сварки [7, 8]. Следовательно, скорость нагрева при фиксированной тепловой мощности дуги в импульсе в основном определяется скоростью сварки в импульсе и возрастает по мере ее увеличения. Температурный интервал термоциклирования определяется длительностью паузы. Количество циклов нагрев-охлаждение зависит от двух параметров: скорости сварки в импульсе и длительности импульса. При минимальной длительности импульса возможно увеличение количества циклов нагрев-охлаждение при различных скоростях сварки в импульсе.

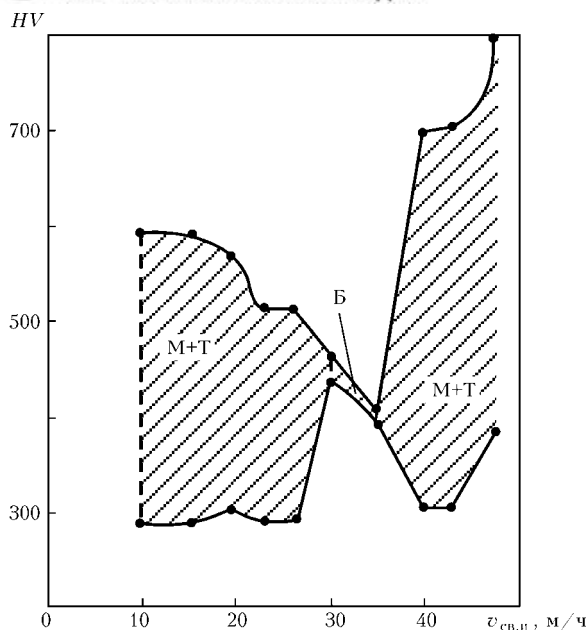


Рис. 1. Влияние скорости сварки в импульсе на фазовый состав и микротвердость структурных составляющих в металле ЗТВ сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием: М — мартенсит; Б — бейнит; Т — троостит

Минимальная длительность импульса зависит от инерционности подающего механизма и, как показал практический опыт, колеблется в пределах 0,5...1,5 с в зависимости от конструкции механизма подачи. При сварке с термоциклированием целесообразно поддерживать минимальную длительность импульса. При фиксированной длительности импульса можно считать, что количество циклов нагрев-охлаждение определяется скоростью сварки в импульсе. Основной задачей настоящей работы являлось изучение влияния этих параметров на кинетику формирования структуры сварного соединения. Исследования проводили на сварных образцах из стали М72 (до 0,78 % С) толщиной до 20 мм. Сварку выполняли проволокой 65Г диаметром 1,6 мм. Ток в импульсе изменялся в пределах 150...400 А, напряжение в импульсе — 24...34 В. Исследования выполняли в два этапа. На первом изменяли скорость сварки в импульсе при фиксированной тепловой мощности дуги в импульсе. Сварочную ванну подвергали периодически полной кристаллизации. На втором этапе изменяли

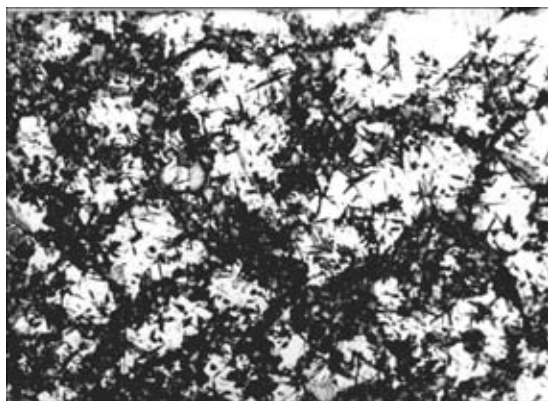


Рис. 2. Мартенситно-трооститная структура в металле ЗТВ сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием, $\times 240$

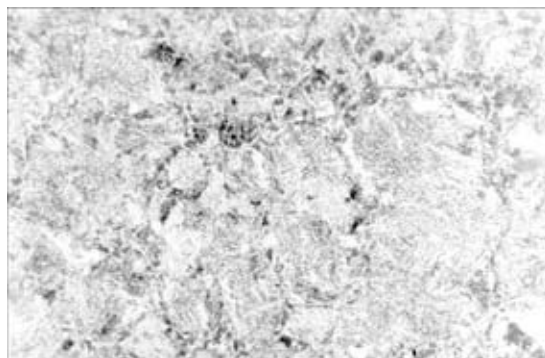


Рис. 3. Бейнитная структура в металле ЗТВ сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием, $\times 400$

длительность паузы при фиксированных значениях остальных параметров режима. Микротвердость структурных составляющих определяли по $HV_{0,2}$.

Результаты первого этапа исследований приведены на рис. 1–4. Как видно из рис. 1, при скоростях сварки в импульсе от 9,8 до 30 м/ч в металле ЗТВ формируется структура, состоящая из мартенсита и троостита (рис. 2). Наличие в структуре трооститной составляющей свидетельствует о достаточно высоком уровне негетогенности части аустенита и снижении его устойчивости при переохлаждении. В результате он распадается в температурной области диффузионного превращения. Микротвердость троостита колеблется вблизи $HV 300$.

Часть аустенита успевает гомогенизироваться. В результате возрастает его устойчивость при переохлаждении, а распад смещается в область бездиффузионного превращения с образованием мартенсита. По мере повышения скорости сварки микротвердость мартенсита постепенно снижается. Так, если при $v_{св.и} = 9,8$ м/ч микротвердость составляет $HV 593$, то увеличение $v_{св.и}$ до 19,4 м/ч сопровождается снижением ее до $HV 566$, а при $v_{св.и} = 26$ м/ч $HV 513$. Это свидетельствует о постепенном повышении температуры мартенситного

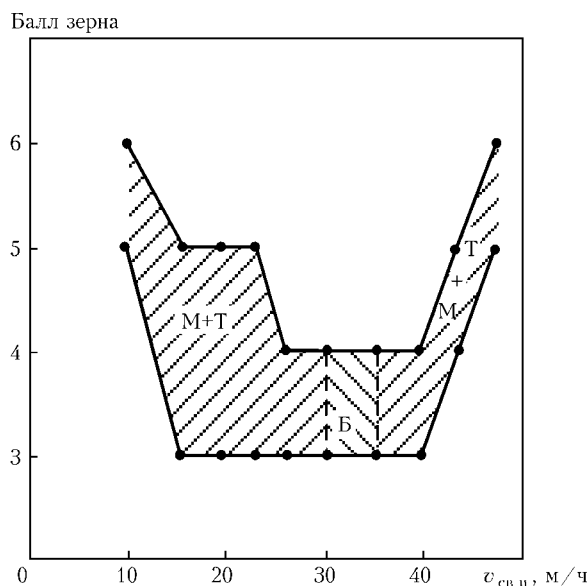


Рис. 4. Влияние скорости сварки в импульсе на размеры зерна в металле ЗТВ сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием



превращения. Следовательно, по мере повышения скорости сварки от 9,8 до 26 м/ч уровень гомогенности аустенита постепенно снижается и его распад смещается в более высокотемпературные области.

В интервале скоростей 30...35 м/ч достигаются условия, когда весь аустенит имеет достаточно высокий уровень неомогенности и низкую устойчивость при переохлаждении. Этого достаточно, чтобы инициировать его распад в промежуточной области с образованием бейнита (рис. 3). С увеличением скорости сварки в импульсе от 30,3 до 35,2 м/ч микротвердость бейнита снижается от HV 441...460 до HV 396...412. Следовательно, температуры начала и конца распада аустенита постепенно повышаются, а незначительное различие между максимальной и минимальной микротвердостью подтверждает то, что различие между этими температурами также невелико, т. е. аустенит имеет примерно одинаковый уровень неомогенности, который постепенно повышается по мере увеличения скорости сварки от 30,3 до 35,2 м/ч.

Дальнейшее увеличение скорости сварки более 35,2 м/ч негативно отражается на кинетике формирования структуры в металле ЗТВ. Это подтверждает мартенситно-трооститная структура, в которой по мере повышения скорости сварки увеличивается количество мартенсита и резко возрастает разница между минимальной и максимальной микротвердостью структурных составляющих. При $v_{св.и} = 39,5$ м/ч максимальная микротвердость (мартенсита) HV 700, а минимальная (троостита) HV 303. Увеличение скорости сварки в импульсе до 47 м/ч сопровождается ростом максимальной микротвердости до HV 793, а минимальной до HV 386. Следовательно, по мере увеличения скорости сварки свыше 35,2 м/ч уровень распада аустенита постепенно смещается в низкотемпературные области, где нет даже условий для развития самоотпуска продуктов бездиффузионного распада. Это обусловлено особенностями термического цикла сварки.

При сварке с термоциклированием кинетика формирования структуры зависит от сочетания скоростей нагрева, количества циклов нагрев-охлаждение и температурного интервала термоциклирования. Чем выше скорости нагрева, больше циклов нагрев-охлаждение и шире интервал термоциклирования, тем выше температуры начала и конца распада аустенита. По мере увеличения скорости сварки в импульсе увеличиваются скорости нагрева, но уменьшается количество циклов нагрев-охлаждение. Для каждого конкретного значения тепловой мощности дуги существуют пороговые скорости сварки в импульсе, при которых количество циклов нагрев-охлаждение настолько мало, что они уже практически не оказывают на кинетику формирования структуры никакого влияния. Поэтому после превышения такого порога распад аустенита может смещаться в область более низких температур с образованием мартенситной составляющей.

Диаграмма на рис. 4 позволяет оценить влияние скорости сварки в импульсе на размеры зерна в металле ЗТВ. Видно, что по мере повышения ско-

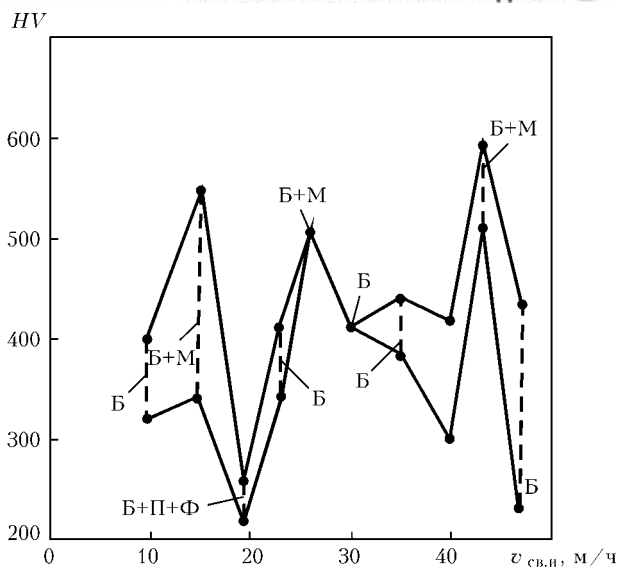


Рис. 5. Влияние скорости сварки в импульсе на фазовый состав и микротвердость структурных составляющих в металле шва сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием проволокой 65Г: Ф — феррит; П — перлит

рости сварки в импульсе от 9,8 до 26 м/ч вторичное аустенитное зерно увеличивается в размерах соответственно от 5...6 до 3...4 баллов. В интервале скоростей 26,0...39,5 м/ч размеры зерна стабилизируются в рамках 3...4 баллов. Дальнейшее увеличение скорости сварки в импульсе сопровождается постепенным измельчением зерна до 5...6 баллов при $v_{св.и} = 47$ м/ч.

Влияние скорости сварки в импульсе на структуру металла шва (рис. 5) аналогично таковому в металле ЗТВ. По мере увеличения скорости сварки в импульсе до 30,3 м/ч разница между максимальной и минимальной микротвердостью структурных составляющих в металле шва уменьшается. При $v_{св.и} = 30,3$ м/ч структура металла постепенно трансформируется в чисто бейнитную с микротвердостью HV 412 и остается таковой до $v_{св.и} = 35,2$ м/ч, но более неоднородной по микротвердости. Дальнейшее повышение скорости сварки сопровождается увеличением разницы между минимальной и максимальной микротвердостью структуры и появлением в ней мартенсита.

Результаты этих исследований достаточно хорошо коррелируют с данными работы [7], в которой изложены особенности влияния скорости сварки на термический цикл при термоциклировании. В соответствии с этой работой при постоянстве остальных параметров режима повышение скорости сварки до определенного значения способствует увеличению скоростей нагрева и проявлению пульсирующего характера термического цикла.

Первый этап исследований показал, что улучшение условий формирования структуры сварного соединения путем изменения одной только скорости сварки носит ограниченный характер. Хотя при этом удастся добиваться подавления мартенситного превращения в шве и металле ЗТВ, но существенное измельчение зерна при этом весьма проблематично.

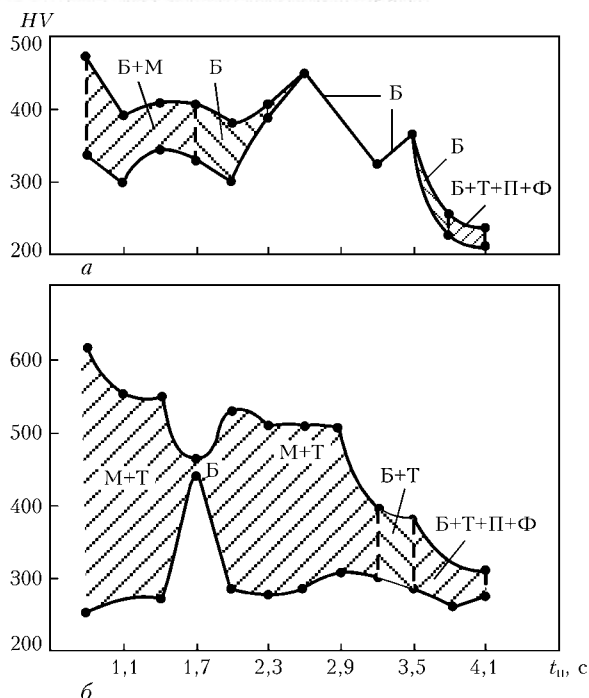


Рис. 6. Влияние длительности паузы на фазовый состав и микротвердость структурных составляющих сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием проволокой 65Г: а — шов; б — металл ЗТВ

Дальнейшее улучшение структуры сварного соединения, как показал второй этап исследований, возможно за счет расширения температурного интервала термоциклирования, что достигается увеличением длительности паузы.

Наиболее приемлемые результаты на предыдущем этапе исследований получены при скорости сварки в импульсе 30,3 м/ч. Поэтому второй этап проводили при данном фиксированном ее значении. Результаты этих исследований представлены на рис. 6–8. Как видно из рис. 6, а, при длительности паузы до 1,7 с в шве формируется бейнитно-мартенситная структура с достаточно большой разницей между максимальной и минимальной микротвердостями структурных составляющих. По мере увеличения длительности эта разница постепенно уменьшается. При паузах 1,7...2,6 с в металле шва формируется бейнитная структура, микротвердость которой не превышает $HV 460$, а при паузе более 3,5 с микротвердость снижается до $HV 300$ и ниже. Дальнейшее увеличение длительности

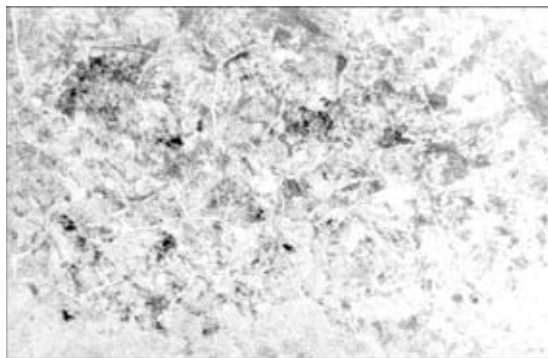


Рис. 7. Бейнитно-трооститно-перлитно-ферритная структура в металле ЗТВ сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием, $\times 400$

паузы до 3,8 с и более сопровождается формированием в металле шва смешанной бейнитно-трооститно-перлитно-ферритной структуры с микротвердостью $HV 230...260$, которая снижается по мере увеличения паузы.

Отмеченная выше закономерность справедлива и для металла ЗТВ (рис. 6, б). Максимальную микротвердость имеет структура, представляющая собой смесь мартенсита и троостита, которая формируется при длительности паузы 0,8 с. В данном случае максимальная микротвердость (мартенсита) превышает $HV 600$, а минимальная (троостита) не достигает $HV 260$. Это свидетельствует о том, что часть аустенита имела уровень гомогенности, что обеспечивало его распад в диффузионной области. Часть аустенита с более высоким уровнем гомогенности и повышенной устойчивостью при переохлаждении претерпела распад в мартенситной области, и, судя по микротвердости, при пониженных температурах. Мартенситно-трооститная структура в металле ЗТВ формируется вплоть до длительности паузы 3,2 с, за исключением паузы 1,7 с, при которой в металле ЗТВ формируется бейнитная структура с микротвердостью $HV 441...460$. Следовательно, по мере увеличения длительности паузы микротвердость мартенсита постепенно снижается, т. е. смещается мартенситное превращение в более высокотемпературные области и развивается самоотпуск продуктов превращения.

Увеличение длительности паузы до 3,2...3,5 с обеспечивает формирование в металле ЗТВ бейнитно-трооститной структуры с микротвердостью, которая колеблется в пределах $HV 400$ (бейнит) и $HV 300$ (троостит), постепенно снижаясь. При длительности паузы более 3,5 с в металле ЗТВ формируется бейнитно-трооститно-перлитно-ферритная структура (рис. 7). Микротвердость ее составляет $HV 286...382$ и постепенно снижается до $HV 276...312$ при паузе 4,1 с.

Увеличение длительности паузы обеспечивает постепенное смещение распада аустенита в более высокотемпературные области. При этом максимальная и минимальная микротвердости структурных составляющих постепенно снижаются, уменьшается и разница между ними.

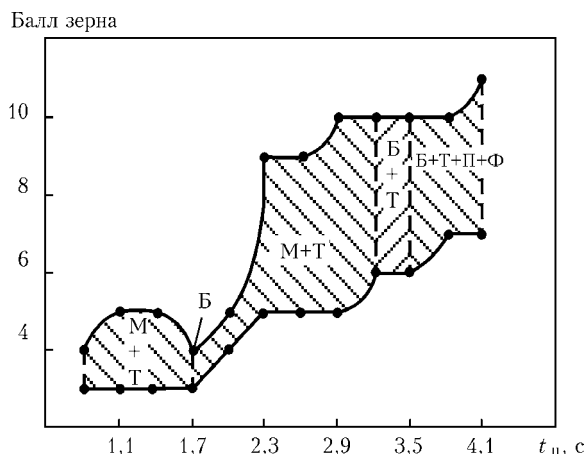


Рис. 8. Влияние длительности паузы на размеры зерна в металле ЗТВ сварных соединений стали М72, выполненных сваркой с термоциклированием



Погонная энергия дуговой сварки при различной глубине проплавления

Процесс сварки	Кратность увеличения глубины проплавления	δ , мм	I , А	U , В	$v_{св}$, м/ч	q , Дж/см
Без активации	—	10	550	40...42	25	24964
С активацией	1,8...2,0	10	400	34	40	9189
»»	2,0...2,5	10	300	30	30	8103
»»	3,0...4,0	10	220	25	36	4400

Важно отметить, что увеличение длительности паузы сопровождается измельчением вторичного аустенитного зерна (рис. 8). Например, при длительности паузы 1,7 с зерно соответствует 4...5 баллам по ГОСТ 5639–82. Увеличение паузы до 3,5 с сопровождается измельчением зерна до 6...10 баллов с преобладанием более мелких зерен. При длительности паузы 4,1 с зерна измельчаются до 7...11 баллов, причем основная масса зерен соответствует 9...11 баллам.

Данные второго этапа исследований свидетельствуют, что по мере увеличения длительности паузы и расширения температурного интервала термоциклирования примерно до 1400...450 °С происходит снижение уровня гомогенности аустенита и его устойчивости при переохлаждении. В результате распад аустенита постепенно смещается в более высокотемпературные области, что обеспечивает формирование в сварном соединении более мягких и пластичных структур. При этом, в результате расширения температурного интервала термоциклирования измельчается и вторичное аустенитное зерно.

Таким образом, при одной и той же скорости сварки и тепловой мощности дуги в импульсе за счет изменения длительности паузы и регулирования температурного интервала термоциклирования в сварном соединении можно формировать структуры от мартенситных до бейнитно-перлитно-трооститных смесей. При этом следует учитывать, что длительности паузы, необходимые для смещения распада аустенита в области промежуточного и диффузионного превращений, могут быть достаточно большими. Чем больше погонная энергия, тем более длительной должна быть пауза. А это негативно отражается на производительности сварки. Поэтому в настоящее время стоит задача сокращения длительности паузы при одновременном повышении интенсивности периодического охлаждения сварного соединения. Одним из путей решения данной проблемы является снижение погонной энергии сварки, так как для охлаждения до определенной температуры при более низкой погонной энергии необходима меньшая длительность паузы. При традиционном подходе к ре-

шению этой проблемы будет снижаться и производительность сварки.

Решить задачу снижения погонной энергии без снижения производительности сварки позволяет активация дуги. В таблице приведены результаты экспериментов по оценке влияния глубины проплавления при сварке плавящимся электродом. Активация (за счет повышения проникающей способности дуги) позволяет снизить погонную энергию по сравнению с традиционными способами сварки. Как видим из таблицы, при сварке металла одинаковой толщины активация дуги снижает погонную энергию сварки в 2,7...6,7 раза.

Выводы

1. Увеличение скорости сварки в импульсе при фиксированных значениях остальных параметров режима и периодической кристаллизации сварочной ванны позволяет предотвращать мартенситное превращение в участке перегрева металла ЗТВ.
2. Изменение длительности паузы в пределах 0,8...4,1 с при неизменной скорости сварки позволяет регулировать температурный интервал термоциклирования и формировать в сварном соединении структуры от мартенситной до бейнитно-перлитно-мартенситных смесей.
3. Активация дуги по сравнению с традиционными способами сварки позволяет снизить погонную энергию при сварке металла одинаковых толщин и повысить интенсивность периодического охлаждения сварного соединения в паузе.

1. Макара А. М., Готальский Ю. Н. Исследование термического цикла околошовной зоны при электрошлаковой сварке в связи с задачей сварки закаляющихся сталей // Автомат. сварка. — 1955. — № 5. — С. 25–32.
2. Макара А. М., Малевский Ю. Б. Особенности распада переохлажденного аустенита в стали 30ХГСА при термическом цикле околошовной зоны // Там же. — 1954. — № 6. — С. 3–18.
3. Оптимальные термические циклы сварки сталей 14Х2ГМР и 14ХМНДФР / Б. С. Касаткин, В. Ф. Мусияченко, В. Г. Васильев и др. // Там же. — 1972. — № 4. — С. 14–17.
4. Касаткин Б. С., Волков В. В. Влияние последующего подогрева на стойкость сварных соединений стали 14Х2ГМР против образования трещин // Там же. — 1977. — № 12. — С. 39–41.
5. Сварка низколегированных высокопрочных сталей 14Х2ГМР и 14ХМНДФР / Б. С. Касаткин, В. Ф. Мусияченко, Л. И. Миходуй и др. // Там же. — № 6. — С. 39–42.
6. Особенности структуры и свойств в сварных соединениях, формируемых с термоциклированием / Д. А. Дудко, А. М. Савицкий, В. Г. Васильев, Д. П. Новикова // Там же. — 1996. — № 2. — С. 6–7.
7. Особенности тепловых процессов при сварке с термоциклированием / Д. А. Дудко, А. М. Савицкий, М. М. Савицкий, Е. М. Олейник // Там же. — 1998. — № 4. — С. 8–12.
8. Савицкий А. М., Савицкий М. М., Дудко Д. А. Влияние параметров режима сварки на скорость нагрева металла в околошовной зоне // Там же. — 2000. — № 11. — С. 21–24.

It is shown on the basis of analysis of the relationship between the heating and cooling conditions of the welded joints that the main welding parameters, upon which the efficiency of thermal cycling depends, are the welding speed and pause duration. These parameters determine the heating rate, number of heating and cooling cycles and thermal cycling interval, which, in turn, determine the kinetics of structural transformations in heating and cooling of a welded joint.

Поступила в редакцию 03.10.2003
в окончательном варианте 29.04.2004



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ТОНКОЛИСТОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА 32НКА, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ СВАРКОЙ

А. А. БОНДАРЕВ, д-р техн. наук, Е. Г. ТЕРНОВОЙ, инж., В. И. ШВЕЦ, канд. техн. наук, С. В. НАЗАРЕНКО, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Б. М. РАССАМАХИН, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»),
Г. В. ТАРАСОВ, инж. (КБ «Южное», г. Днепропетровск)

Приведены данные свариваемости электронным лучом железоникелевого сплава 32НКА типа инвар. Оптимизированы параметры режимов сварки различных типов соединений применительно к изготовлению тонкостенных оболочечных конструкций. Исследованы химический состав, механические свойства, микроструктура, плотность и твердость сварных соединений, химическая неоднородность, проведен рентгеноструктурный анализ зоны рекристаллизации. Даны рекомендации по применению электронно-лучевой сварки для промышленного изготовления конструкции.

Ключевые слова: электронно-лучевая сварка, свариваемость, электронный луч, никелевый сплав, механические свойства, микроструктура, тонколистовая обечайка

Развитие современной техники требует новых подходов к созданию конструкций из специальных материалов, позволяющих воплощать конструкторско-технологические решения, которые не могут быть реализованы традиционными средствами. Так, например, в метрологии, криогенной и космической технике нашли применение прецизионные никелевые сплавы, имеющие особые тепловые свойства с заданными температурными коэффициентами линейного расширения (ТКЛР) порядка 10^{-6} K^{-1} и ниже [1, 2].

Значения ТКЛР, близкие к нулевому, необходимы для обеспечения высокой точности измерительного инструмента, а также для корпусов и некоторых узлов в оптических системах газовых лазеров и телескопов. Создание телескопов в последнее время обусловлено использованием их на космических объектах с целью наблюдения из космического пространства за состоянием земной поверхности при решении всевозможных строительных работ, а также в геодезии. Существенными особенностями при эксплуатации этих приборов в условиях космоса является особый температурный режим — перепад температур от 100...120 (при повышенной солнечной радиации) до -100...-120 °C (при нахождении объекта в тени Земли), а также глубокий естественный вакуум.

Таблица 1. Химический состав железоникелевых сплавов

Марка сплава	Массовая доля элементов, %							
	Ni	Co	Fe	C	Si	S	P	Mn
33Н	36	—	Основа	0,05	0,3	0,012	0,02	0,5
35НКТ	34,5	5,5	»»	0,05	0,5	0,015	0,02	0,3
32НК-ВИ	32,5	4,2	»»	0,02	0,03	0,015	0,02	0,2

С целью обеспечения оптических и эксплуатационных характеристик аппаратуры и с учетом особенностей условий космического пространства в качестве конструкционного материала для проведения исследований по свариваемости, рекомендован железоникелевый сплав 32НКА, имеющий минимальный ТКЛР порядка $\alpha \leq 3,5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Температурный коэффициент линейного расширения сплавов Fe-Ni-Co с содержанием никеля ниже 60 % (мас.) имеет аномальный ход. Уровень самого минимального расширения соответствует сплаву, содержащему 36 % Ni. Сплавы с таким или близким содержанием никеля называют инварами. В табл. 1 приведен химический состав некоторых марок сплавов типа инвар.

«Инварный эффект» проявляется в сплавах с содержанием никеля примерно 36 % (с отклонением в одну и другую сторону, т. е. в диапазоне 30...40 %). Для сплавов этой группы характерна существенная зависимость значения температуры Кюри и ТКЛР от концентрации основных элементов. При этом нужно учитывать влияние элементов на температурный интервал «инвариности», определяемый температурой Кюри при нагреве и температурой $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехода при охлаждении до

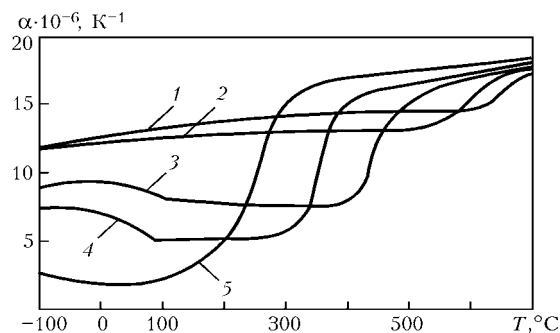


Рис. 1. Температурная зависимость коэффициента линейного расширения железоникелевых сплавов: 1 — 64,8; 2 — 57,7; 3 — 46,3; 4 — 42,0; 5 — 35,4 % Ni

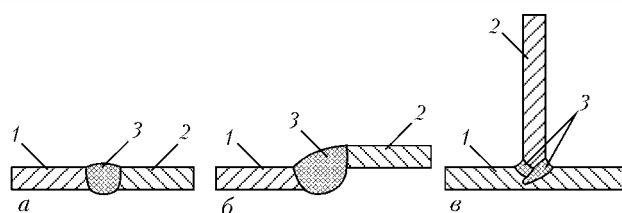


Рис. 2. Типы сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой на сплаве 32НКА: *а* — стыковое; *б* — нахлесточное; *в* — тавровое; 1, 2 — стыкуемые элементы; 3 — сварные швы

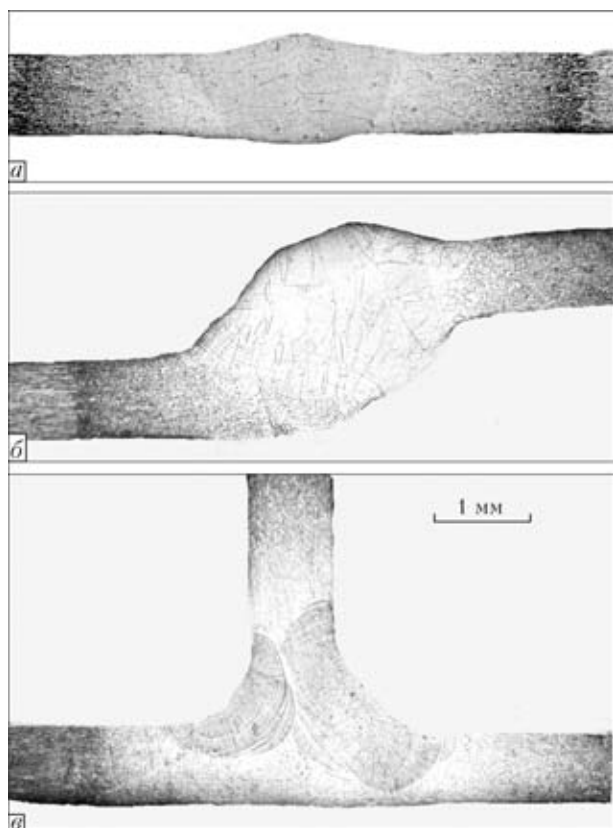


Рис. 3. Макроструктура сварных соединений: *а* — стыковое; *б* — нахлесточное; *в* — тавровое

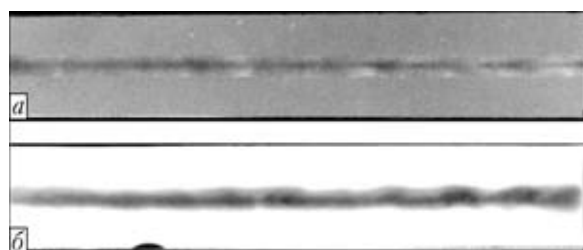


Рис. 4. Рентгенограмма сварных соединений, выполненных электронно-лучевой сваркой на сплаве 32НКА толщиной 0,8 мм: *а* — стыковое; *б* — нахлесточное со сквозным проплавлением

Таблица 2. Режимы сварки соединений сплава 32НКА

Тип соединения	Ток сварки, мА	Ток фокусировки, мА	Скорость сварки, м/ч
Стыковое	18	72	50
Нахлесточное	20, 30, 35	72	50
Тавровое	22	72	50

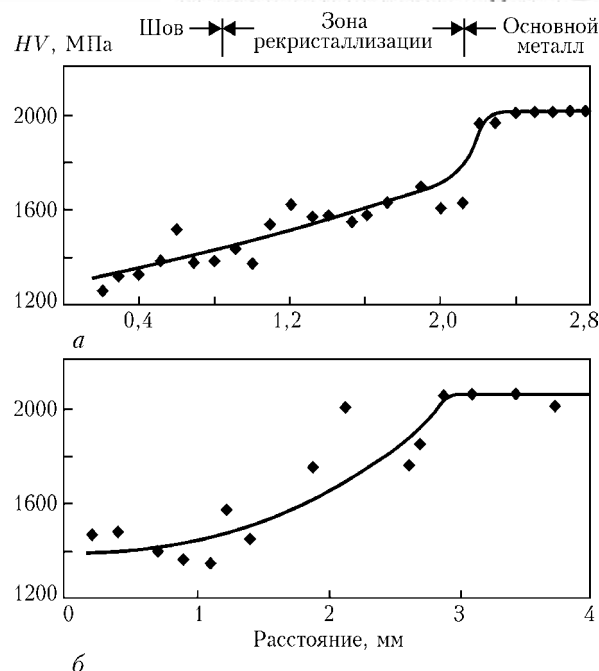


Рис. 5. Распределение микротвердости в различных зонах сварных соединений железоникелевого сплава 32НКА: *а* — стыковое соединение; *б* — тавровое соединение

комнатных температур и ниже. Особенно это может проявиться в зоне рекристаллизации в процессе выполнения соединений сваркой плавлением.

Для сварки Fe-Ni-Co сплавов применяются аргоннодуговая, микроплазменная, лазерная сварка, сварка некогерентным световым лучом и электронно-лучевая в вакууме [3–8].

Учитывая изложенное выше и то, что применение небольших толщин для конструкций значительных габаритов может вызвать большие трудности по точности изготовления и предотвращению деформаций при выполнении прочноплотных вакуумных швов с узкой зоной рекристаллизации для сохранения заданного ТКЛР, выбран способ электронно-лучевой сварки в вакууме [9].

Выбор оптимальных параметров процесса и режимов электронно-лучевой сварки сплава 32НКА выполняли на образцах толщиной 0,8 мм. Варианты полученных типов соединений показаны на рис. 2, режимы сварки приведены в табл. 2.

Сварку проводили с использованием источника питания У-250А с ускоряющим напряжением 30 кВ. Внешний осмотр соединений и анализ макрошлифов поперечных сечений (рис. 3) показал, что стыковые и нахлесточные соединения выполнены с полным сквозным проплавлением, а тавровые — без сквозного проплавления, но с двух

Таблица 3. Химический состав участков сварного соединения, выполненного электронно-лучевой сваркой на сплаве 32НКА

Участок соединения	Массовая доля элементов, %		
	Ni	Co	Fe
Основной металл в исходном состоянии	31,9	3,95	Основа
Зона рекристаллизации	31,8	4,0	»»
Металл шва	31,5	3,9	»»

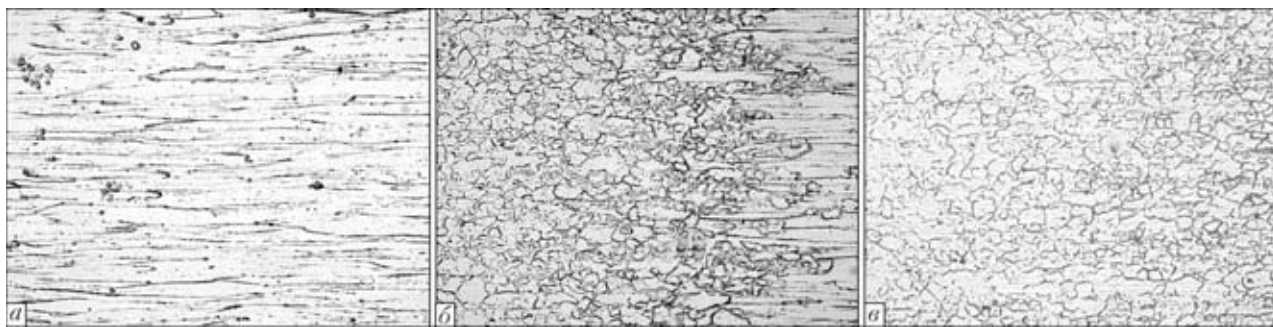


Рис. 6. Микроструктура основного металла и зоны рекристаллизации сварного соединения сплава 32НКА, выполненного электронно-лучевой сваркой, $\times 150$: *а* — основной металл; *б* — зона сплавления; *в* — зона рекристаллизации металла ЗТВ в средней части



Рис. 7. Микроструктура сварного соединения сплава 32НКА, выполненного электронно-лучевой сваркой, на участке перехода от зоны рекристаллизации к металлу шва: *а* — зона рекристаллизации вблизи шва, $\times 150$; *б* — зона сплавления, $\times 150$; *в* — металл шва, $\times 250$

сторон и с перекрытием в корне шва, что и соответствовало требованиям по сварке конструкции тубуса телескопа. Сплошность сварных соединений контролировали с помощью методов рентгеновской дефектоскопии на установке РУП. Пор и других дефектов в стыковых и нахлесточных соединениях не обнаружено (рис. 4). Исследование распределения микротвердости проводили на твердомере фирмы «Lego». Отпечатки выполняли при нагрузке 20 г и времени выдержки 15 с, расстояние между ними составляло 200 мкм (рис. 5). Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Neophot-32».

Химический состав основного металла и металла шва определяли с помощью спектрального анализа, результаты которого приведены в табл. 3.

Исследование химической микронеоднородности соединения проводили с использованием методик микрорентгеноспектрального анализа на микроанализаторе «SX-50» фирмы «Самеса». Согласно результатам микрорентгеноспектрального

анализа распределение никеля и кобальта в соединении однородно (табл. 3).

Механические испытания на временное сопротивление разрыву выполняли на стыковых образцах. Результаты испытаний показали, что временное сопротивление разрыву составляет 525 МПа, что соответствует около 74 % временного сопротивления основного металла в термообработанном состоянии.

На стыковом соединении проведены исследования микроструктуры и химической микронеоднородности сварных соединений. В работе использовали оптический микроскоп «Neophot-32», микроанализатор «Camebax» с микроскопом SX-50. В основном металле наблюдали деформируемые прокатом зерна (рис. 6, *а*), переходящие в равноосные зерна в зоне рекристаллизации (рис. 6, *б*), исчезновение волоконных зерен и образование мелкозернистой структуры с утолщенными границами зерен на этом участке. По мере приближения к шву размер зерен увеличивается (рис. 6, *в*) и зерна приобретают полиэдрическую форму. При этом границы зерен становятся более тонкими. Пе-

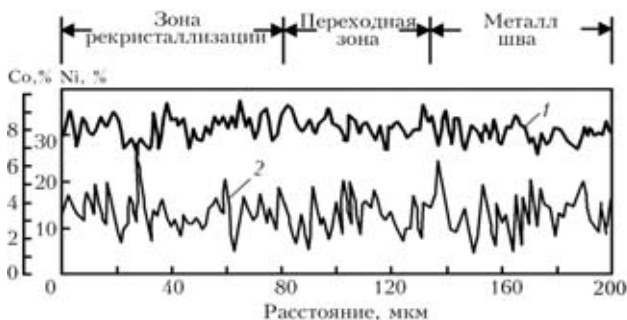


Рис. 8. Распределение легирующих элементов никеля (1) и кобальта (2) в зоне рекристаллизации, переходной зоне и в металле шва стыкового соединения сплава 32НКА

Таблица 4. Локальный химический состав участков сварного соединения сплава 32НКА, определенный микрорентгеноспектральным микроанализатором «Camebax»

Участок соединения	Массовая доля элементов, %				
	Si	Mn	Co	Ni	Fe
Основной металл	0,213	0,001	4,168	31,982	63,636
Зона рекристаллизации	0,226	0,001	4,252	31,875	63,646
Металл шва	0,224	0,000	4,360	31,906	63,510

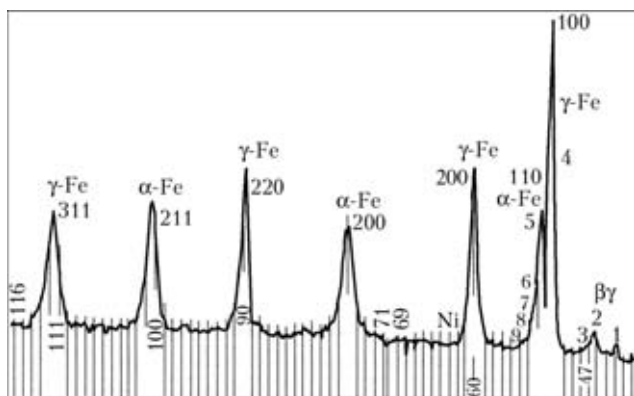


Рис. 9. Спектрограмма фазового состава зоны рекристаллизации сварного стыкового соединения сплава 32НКА, выполненного электронным лучом

реход от зоны рекристаллизации в зону шва однородный (рис. 7, а-б).

При микрорентгеноспектральном анализе (как точечном с локальностью 1 мкм (табл. 4), так и путем сканирования (рис. 8) всех участков) установлена высокая степень химической однородности металла соединения: содержание никеля во всех случаях составило 31,5...31,9 %, кобальта приблизительно 4,0...4,2 %, остальное — железо. Содержание марганца обнаружено на границе сплавления в виде следов. В качестве сопутствующего элемента зафиксировано незначительное количество кремния (до 0,25 %), также равномерно распределенного в соединении.

Таким образом, наблюдаемая картина микроструктур обусловлена не химической неоднородностью, а собственно структурными изменениями в зоне рекристаллизации, а также возможным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, при котором «инварный эффект» и плотность сплава в зоне рекристаллизации могут значительно снизиться. А это способствует увеличению ТКЛР и потере вакуумной плотности в тонкостенных конструкциях.

Был проведен рентгеноструктурный анализ фазовых и структурных превращений зоны рекристаллизации сварного соединения методом дифракции рентгеновских лучей на установке «Дрон-3м» в K_{α} -кобальтовом излучении. Полученная спектрограмма (рис. 9) свидетельствует о фазовом составе сплава, имеющем твердый раствор на основе γ -(Fe, Ni), в котором, очевидно, растворяется марганец и кобальт, что видно по измененным значениям межплоскостных расстояний d_{α} (табл. 5). Линии чистого никеля или кобальта не обнаружены. Выявленные единичные линии α -Fe присутствуют в небольших количествах. Это подтверждает «инварный эффект» на данном участке, претерпевшем нагрев от температуры плавления до

Таблица 5. Фазовый состав сварного соединения сплава 32НКА в зоне рекристаллизации

Дифракционные характеристики				Фазовый состав сплава
2 θ , град	θ , град	d_{α} , нм	J	
51,25	25,625	0,20701	100	γ -Fe
52,80	26,40	0,20131	41	γ -(Fe, Ni, Mn, Co)
53,50	26,75	0,19887	15	γ -(Fe, Ni)
53,75	26,875	0,19805	12	β — слабая линия
59,50	29,75	0,18039	12	γ -(Fe, Ni), β -линия
59,90	29,95	0,17929	52	γ -(Fe, Ni)
74,90	37,45	0,14721	30	Не выявлено
89,80	44,90	0,12681	47	γ -Fe + γ -(Fe, Ni)
100,3	50,15	0,11659	36	α -Fe
110,8	55,4	0,10874	12	γ -Fe, β — слабая линия
111,7	55,85	0,10816	32	γ -Fe

комнатной. Следовательно, выбранный способ электронно-лучевой сварки, характеризующийся высокими скоростями с минимальным тепловложением, узкой зоной термического влияния и минимальным сечением сварного шва, можно считать оптимальным и рекомендовать его при промышленном изготовлении узлов и тубуса телескопа.

1. *Прецизионные сплавы* / Г. З. Клевицкая, В. Н. Веселкова, А. И. Зугман и др. Справочник. — 2-е изд., доп. и перераб. / Под ред. Б.В. Молотилова. — М.: Металлургия, 1983. — 483 с.
2. *Прецизионные сплавы с особыми свойствами теплового расширения и упругости* / А. К. Борисова, С. С. Грицианова, С. И. Олевский др. — Справочник. — М.: Изд-во стандартов, 1972. — 152 с.
3. *Бадьянов Б. Н.* Проблемы свариваемости материалов электронной техники // Тез. докл. Междунар. науч.-техн. конф. «Металлургия сварки и сварочные материалы», посвященная памяти проф. д-ра техн. наук Г. Л. Петрова (1913–1993), СПб., 1–2 июня, 1993. — СПб., 1993. — С. 189–190.
4. *Bortski U.* Vergleich des WIG. Mikroplasma-und Elektronenstrahlfeinschweissens // Schweisstechnik (B). — 1972. — 22, № 7. — S. 310–312.
5. *Редчиц В. Б.* Применение некогерентного светового излучения дуговых ксеноновых ламп для пайки и сварки приборов // Материалы сем. Ресурсосберегающие прогрессивные технологии в сварочном производстве для машиностроительного комплекса. — М.: Об-во «Знание» РСФСР, 1989. — С. 88–90.
6. *Опарин М. И.* Технологические возможности мобильных малогабаритных установок для сварки и обработки световым лучом // Тез. докл. «Респуб. науч.-техн. конф. «Новые материалы и технологии», 4–5 февр. 1997 г. — М., 1997. — С. 167.
7. *Yaman Y. M., Kushan M. C.* Hot cracking susceptibilities in the heat-affected zone of electron beam-welded Inconel 718 // J. Mater. Sci. Lett. — 1998. — 17, № 4. — P. 1231–1234.
8. *Особенности лазерной сварки тонколистовой стали и инвара* / В. И. Завидей, А. Н. Ермолаев, А. П. Лебедев, Ф. В. Душин // Свароч. пр-во. — 1989. — № 6. — С. 8–11.
9. *Kiser S. D.* Sound welds in nickel alloys // Weld. Des. and Fabr. — 1998. — 61, № 10. — P. 86–88.

The paper gives the basic data on weldability of iron-nickel alloy 32NKA of invar type in electron beam welding. Parameters of welding modes are optimized for different joint types for the case of fabrication of thin-walled shell structures. Composition, mechanical properties, microstructure, density and hardness of welded joints, chemical inhomogeneity have been studied, and X-ray diffraction analysis of the recrystallisation zone has been performed. Recommendations are given on application of the process for commercial fabrication of structures.

Поступила в редакцию 05.02.2004



ОБОБЩЕНИЕ ФОРМУЛЫ К. К. ХРЕНОВА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАЗМЫ СВАРОЧНОЙ ДУГИ

И. В. ПЕНТЕГОВ, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С помощью принципа минимума дуги Штеенбека получены формулы для определения температуры плазмы сварочной дуги как функции давления в плазме. Показано, что при очень больших давлениях формула К. К. Хренова становится точной, а при низких давлениях справедлива уточненная формула, дающая уменьшение температуры и увеличение степени ионизации плазмы при снижении давления в плазме дуги.

Ключевые слова: сварочная дуга, температура плазмы, давление в плазме, расчет

В 1949 г. была опубликована статья академика К. К. Хренова [1], в которой он, используя принцип минимума дуги Штеенбека [2], впервые вывел формулу для определения температуры плазмы электрической дуги, содержащую только универсальные физические постоянные. Формула Хренова вошла во все учебники благодаря своей предельной простоте. Однако решение, полученное им, из-за принятых допущений не учитывает влияние давления в плазме на температуру плазмы дуги.

Полученные в статье результаты справедливы не только для обычных дуг при атмосферном давлении, но и для дуг пониженного давления ($10^2 \dots 10^4$ Па), используемых в различных технологиях напыления и нанесения покрытий, а также для дуг высокого давления порядка $10^7 \dots 10^8$ Па, наблюдающихся при подводной сварке и в дуговых лампах высокого давления.

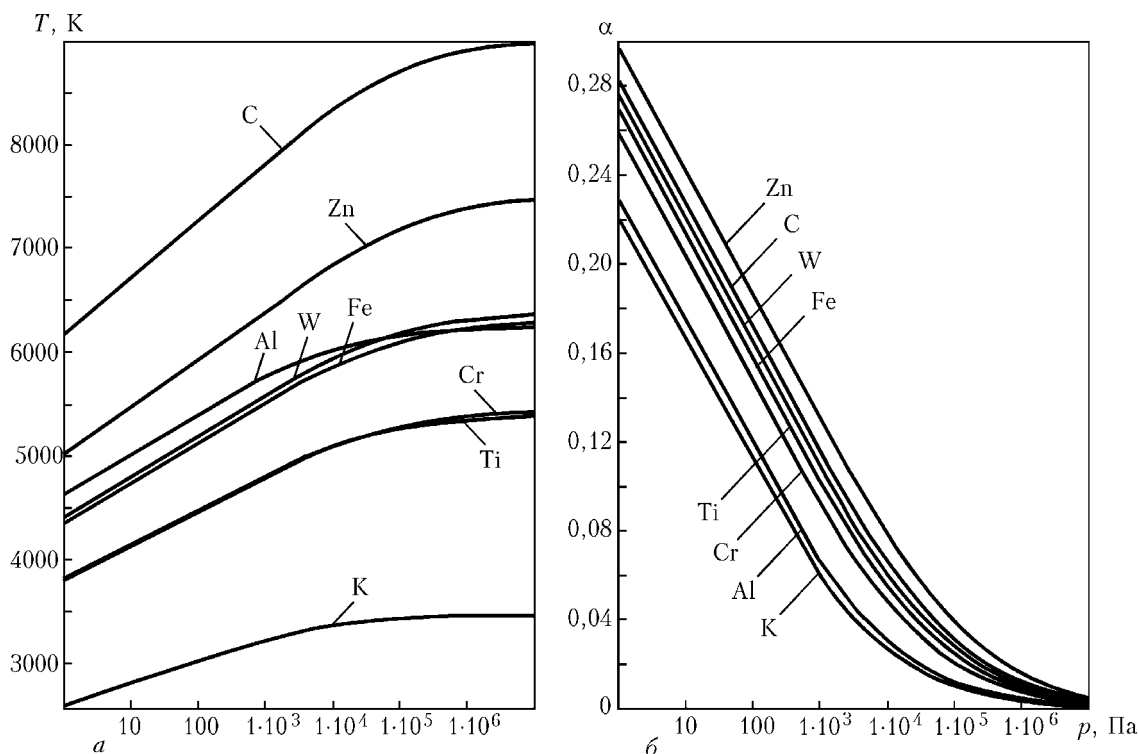
Уравнение Саха для равновесной плазмы в полной форме [3] при однократной ионизации паров металла и газов в столбе дуги имеет вид

$$\frac{\alpha(T, p)^2}{1 - \alpha(T, p)^2} = \left(\frac{2\pi m_e}{h^2} \right)^{3/2} \frac{a^2}{p} (kT)^{5/2} \exp \left(- \frac{eU_i}{kT} \right), \quad (1)$$

где α — степень ионизации плазмы; T — температура плазмы, К; p — давление в плазме, Па; m_e — масса электрона, равная $9,1095 \cdot 10^{-31}$ кг; h — постоянная Планка, равная $6,626176 \cdot 10^{-34}$ Дж·с; $a = \sqrt{2g_i/g_a}$; g_i/g_a — отношения статистических весов ионов и атомов, различные для разных металлов, см. таблицу (более подробные таблицы этих величин можно найти в работах [4, 5]); k — постоянная Больцмана, равная $1,3806 \cdot 10^{-23}$ Дж/К; U_i — потенциал первой ионизации паров металла, В; e — заряд электрона, равный $1,6022 \cdot 10^{-19}$ Кл.

Рассмотрим каналовую модель цилиндрического столба дуги радиуса R_0 . Столб дуги находится в состоянии теплового равновесия. Выделяемое в дуге тепло отводится с поверхности дуги излучением. При напряженности электрического поля в столбе дуги E и токе дуги I уравнение баланса мощности для единицы длины столба дуги можно записать в виде

$$IE = 2\pi R_0 \beta \sigma_b T^4, \quad (2)$$



Зависимость температуры (а) и степени ионизации (б) плазмы дуги, горящей в парах различных металлов, от давления (каналовая модель)



Параметры некоторых химических элементов

Параметр	C	Al	K	Ti	Cr	Fe	Zr	W
U_i , В	11,26	7,8	4,34	6,8	6,74	7,87	6,92	7,98
a — коэффициент	1,155	0,577	1	1,633	1,309	1,549	1,633	1,549
$g_{ea} \cdot 10^{20}$, м ²	50	100	300	50	35	35	50	35

где β — степень черноты плазмы, равная 0,55...0,65; σ_B — постоянная Стефана-Больцмана, равная $5,6687 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴). В то же время для канальной модели дуги при плотности тока j , постоянной по сечению дуги,

$$I = j\pi R_0^2. \quad (3)$$

Здесь плотность тока j в основном обусловлена электронной составляющей плотности тока, равной [4]:

$$j = en_e b_e E, \quad (4)$$

где n_e — концентрация электронов в плазме; b_e — подвижность электронов, равная $b_e = (ae\lambda_e)/m_e v_e$; для электронов $a = 1$; v_e — среднеквадратичная тепловая скорость электронов $v_e = \sqrt{3kT/m_e}$.

В выражении (4) длина свободного пробега электрона для дуг высокого давления при малых степенях ионизации α принимается обычно равной $\lambda_e = 1/ng_{ea}$, где n — первоначальная концентрация неионизированных паров металла; g_{ea} — сечение столкновения электронов с нейтральными атомами (сечение Рамзауэра). Для металлов, применяемых при сварке, значения g_{ea} лежат в широком интервале $(28...300) \cdot 10^{-20}$ м² (ориентировочные значения g_{ea} приведены в таблице). Для дуг низкого давления, когда степень ионизации очень высока, уже нельзя не учитывать столкновения электронов с ионами. Поэтому формулу для длины свободного пробега следует записать в виде

$$\lambda_e = \frac{1}{n_a g_{ea} + n_i g_{ei}} = \frac{1}{ng_{ea}(1 + \alpha k_g)}. \quad (5)$$

Здесь $n_a = n(1 - \alpha)$ — концентрация нейтральных молекул паров металла в плазме; $n_i = \alpha n$ — концентрация ионов паров металла в плазме; g_{ei} — сечение столкновения электронов с ионами, коэффициент $k_g = g_{ei}/g_{ea} - 1$.

Теория эффективных сечений столкновений электронов с ионами [3, 6] пока не дает удовлетворительного совпадения с опытными данными, в существующих методиках взаимодействия налетающего электрона с ионом даже при учете электронного экранирования рассматривается как чисто кулоновское. На самом деле при наличии электронного экранирования это взаимодействие мало отличается от взаимодействия электрона с нейтральным атомом, у которого количество валентных электронов уменьшено на единицу (однократная ионизация) или на несколько единиц (многократная ионизация). Согласно данным работы [3] сечения Рамзауэра g_{ea} для различных атомов увеличиваются приблизительно в 2 раза при уменьшении валентных электронов на единицу. Поэтому можно считать, что в то же число раз увеличивается сечение столкновения электронов с ионами: при однократной ионизации $g_{ei}/g_{ea} = 2$. Поскольку количество многократно ионизированных атомов по сравнению с числом однократно ионизированных атомов в низкотемпературной плазме мало, то при подсчете коэффициента k_g можно принимать значение $g_{ei}/g_{ea} = 2$, при этом $k_g = 1$. Это значение коэффициента k_g дает наилучшее совпадение с экспериментальными данными [7–12].

Исключая R_0 из уравнений (2) и (3), находим

$$\left(\frac{Ie^2}{4\pi\beta^2\sigma_B g_{ea} \sqrt{3km_e}} \right) E^3 = T^{17/2} \left(k_g + \frac{1}{\alpha(T, p)} \right). \quad (6)$$

Formulae to determine temperature of the welding arc plasma as a function of pressure in the plasma have been derived using the Steenbeck principle of the arc minimum. It is shown that the K.K.Khrenov formula is accurate for a very high pressure, whereas for low pressure the refined formula is valid, yielding decrease in temperature and increase in the degree of plasma ionisation with decrease in pressure in the arc plasma.

Принцип минимума дуги, сформулированный Штеенбеком [2], заключается в том, что при фиксированных I и p дуга стремится обеспечить минимально возможное значение напряженности электрического поля E в столбе дуги, при котором выполняется требование $\partial E/\partial T = 0$.

Дифференцируя правую часть уравнения (6) по T при $p = \text{const}$ и приравнявая производную нулю, после преобразований при $k_g = 1$ получаем уравнение

$$\left(\frac{eU_i}{kT} + \frac{5}{2} \right) [1 - \alpha(T, p)] = 17. \quad (7)$$

Формула (7) позволяет выразить p как функцию от T в явном виде. При $\alpha \rightarrow 0$ приходим к известной формуле К. К. Хренова [1, 13], в которой температура плазмы не зависит от давления:

$$T = 2eU_i/29k \approx 800U_i. \quad (8)$$

Полученные зависимости $T(p)$ для различных металлов приведены на рисунке. Под давлением p подразумевается суммарное давление в плазме, состоящее из давления среды p_0 и избыточного электромагнитного давления в дуге $p_{эм}$, обусловленного электромагнитными силами. Значения U_i и a для различных металлов, использовавшиеся при расчетах, приведены в таблице.

После определения $T(p)$ можно получить зависимости коэффициента ионизации α от давления для плазмы паров различных металлов (рисунок, б). Минимальные (граничные) давления, при которых еще справедливы полученные кривые, определяются условиями сохранения квазиизотермичности плазмы столба дуги (и сохранения самого столба дуги, как такового). Эти условия различных для разных металлов, область граничных давлений носит весьма размытый характер и находится в интервале 5...100 Па.

1. Хренов К. К. Температура сварочной дуги // Автоген. дело. — 1949. — № 8. — С. 14–15.
2. Steenbeck M. Eine Prufung des Minimumprinzips fur termische Bogensaulen an Hand neuer Messergebnisse, Wissenschaftliche Veroffentlichungen aus den Siemens-Werken. — 1940. — № 1. — С. 59.
3. Грановский В. Л. Электрический ток в газе. Установившийся ток. — М.: Физматгиз, 1971. — 543 с.
4. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 335 с.
5. Схемотехника инверторных источников питания для дуговой сварки / Е. Н. Верещаго, В. Ф. Квасницкий, Л. Н. Мирошниченко, И. В. Пенгетов. — Николаев: Укр. гос. мор. техн. ун-т. — 2000. — 283 с.
6. Митчнер М., Кругер Ч. Частично ионизированные газы. — М.: Мир, 1976. — 496 с.
7. Семенова О. П. К вопросу о механизме дугового разряда // Докл. АН СССР. — 1946. — № 9. — С. 683–686.
8. Броун И. Я., Погудин-Алексеев Г. И. Термическая теория электросварочной дуги. — М.: Машгиз, 1951. — 124 с.
9. Hirschfeld G. Die Lichtbogentemperatur der Schweißelectroden // ZIS-Mitt. — Halle. — 1961. — № 6. — С. 432–435.
10. Латин И. Л., Самсонов В. И. Температура дуги с плавящимся электродом при сварке без защиты // Автомат. сварка. — 1975. — № 3. — С. 10–11.
11. Kobajashi T., Kuwana T. The influence of shield gas composition on the arc temperature in gas-shielded metal-arc welding // J. Jap. Welding Soc. 1970. — № 8. — С. 785–791.
12. Schellhase M. Der Schweißlichtbogen ein technologisches Werkzeug. — Berlin: VEB Verlag Technik, 1985. — 236 S.
13. Хренов К. К. Электрическая сварочная дуга. — Киев-Москва: Машгиз, 1949. — 204 с.



ВЛИЯНИЕ ВЫЛЕТА ЭЛЕКТРОДА НА ПАРАМЕТРЫ ШВА ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВОЙ СВАРКЕ СТАЛЕЙ

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

Исследовано влияние изменений вылета электрода на геометрические параметры швов при импульсно-дуговой сварке плавящимся электродом. Установлено, что применение системы автоматической стабилизации средних значений напряжения на дуге с воздействием на параметры импульсов источника не позволяет компенсировать изменения ширины шва. Система автоматической стабилизации средних значений напряжения на дуге и сварочного тока с воздействием соответственно на параметры импульсов источника и скорость подачи электродной проволоки устраняет уменьшение ширины шва, вызванное увеличением вылета электрода.

Ключевые слова: импульсно-дуговая сварка, плавящийся электрод, вылет электрода, параметры шва, системы автоматической стабилизации

Применение различных алгоритмов управления параметрами процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом (ИДСПЭ) при действии возмущающих факторов обусловлено необходимостью повышения качества сварных швов. В ИЭС им. Е. О. Патона разработаны новые принципы построения систем автоматической стабилизации процесса ИДСПЭ с использованием цепей обратных связей для стабилизации средних значений напряжения на дуге $U_{д.ср}$ и сварочного тока $I_{св.ср}$ [1, 2].

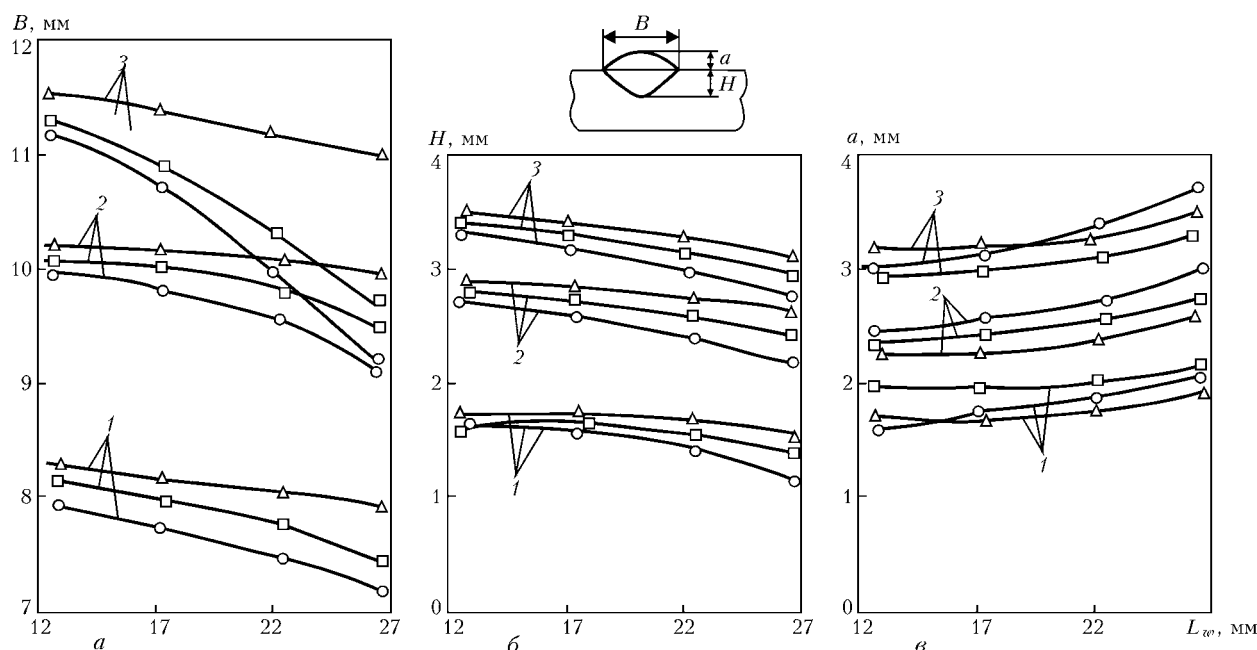
Цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния вылета электрода на параметры шва и эффективности применения созданных систем автоматической стабилизации. Использовали две системы автоматической стабилизации: $U_{д.ср}$ с воздействием на параметры импульсов источника питания, а также систему автоматической стабилизации $U_{д.ср}$ и $I_{св.ср}$ с воздействием соответственно на параметры импульсов источника и скорость подачи электродной проволоки.

Наплавки выполняли на наклонных пластинах из стали толщиной 16 мм марки 14Г2 проволокой Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в смеси защитных газов 82 % Ar + 18 % CO₂ при линейном увеличении вылета L_w . Начальные параметры сварки при $L_w = 13$ мм приведены в таблице.

На рисунке показаны зависимости изменения геометрических параметров наплавленных швов (ширины шва B , глубины проплавления H , высоты выпуклости a) при увеличении вылета электрода для различных начальных значений сварочного тока и скорости сварки. Как видно из рисунка, при увеличении вылета электрода ширина шва и глубина проплавления уменьшаются, а выпуклость шва увеличивается. Данные закономерности усиливаются с повышением тока сварки.

Применение системы автоматической стабилизации $U_{д.ср}$ позволяет компенсировать изменения глубины проплавления и высоты выпуклости. Однако при этом происходят изменения ширины шва. Это может быть объяснено особенностями влияния $I_{св.ср}$ при ИДСПЭ сталей на ширину шва, которое состоит

Ток сварки, А	Напряжение на дуге, В	Скорость подачи проволоки, м/ч	Скорость сварки, м/ч	Расход газа, л/мин	Длительность импульсов $\times 10^{-3}$, с	Частота следования импульсов, Гц
100	21,8	207	20	14	3,2	44
190	25,2	405	23	15	3,2	87
250	26,7	532	27	17	3,2	105



Зависимости ширины шва B (а), глубины проплавления H (б), высоты выпуклости a (в) от изменений вылета электрода L_w при различных значениях сварочного тока: 100 (1), 190 (2), 250 (3) А; ○ — без систем стабилизации; □ — с системой автоматической стабилизации $U_{д.ср}$; Δ — с системой автоматической стабилизации $U_{д.ср}$ и $I_{св.ср}$



в том, что изменения $I_{св.ср}$ оказывают большее влияние на ширину шва, чем на глубину проплавления и высоту выпуклости. И поскольку $I_{св.ср}$ не стабилизирован при применении системы автоматической стабилизации $U_{д.ср}$, то происходит ухудшение внешнего вида шва прежде всего за счет уменьшения его ширины. Последнее больше проявляется на повышенных токах сварки, так как при увеличении вылета электрода происходят большие колебания $I_{св.ср}$.

Анализ приведенных на рисунке зависимостей позволяет сделать заключение, что изменение вылета электродной проволоки при ИДСПЭ статей приводит к ухудшению геометрических параметров швов. Применение системы автоматической стабилизации $U_{д.ср}$ с воздействием на параметры импульсов источника питания не компенсирует возникающие при этом

изменения ширины швов. Использование двухконтурной системы автоматической стабилизации $U_{д.ср}$ и $I_{св.ср}$ позволяет при колебаниях вылета электрода более точно поддерживать геометрические размеры швов.

1. *Стабилизация процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом* / Б. Е. Патон, П. П. Шейко, А. М. Жерносовых, Ю. О. Шимановский // Автомат. сварка. — 2003. — № 8. — С. 3–6.
2. *Шейко П. П., Жерносовых А. М., Шимановский Ю. О. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с автоматической стабилизацией параметров режимов* // Там же. — 2004. — № 1. — С. 8–11.

It is found that at consumable-electrode pulsed arc welding application of the system of automatic stabilization of average arc voltage by controlling the parameters of the source pulse does not allow compensating for the variation of weld width. Use of a two-loop system for stabilization of average values of arc voltage and welding current allows maintaining uniform dimensions of welds.

Поступила в редакцию 02.06.2004

УДК 621.791(688.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Резонансный сварочный источник питания, отличающийся тем, что в емкостный датчик тока введены, как минимум, два параллельно подключенных одинаковых конденсатора, а в сварочную цепь между последовательно включенными вторичной обмоткой трансформатора и емкостным датчиком тока и сварочным промежуточком подключен ключ коммутации, управляющий вход которого подключен к другому выходу блока контроля и управления. Патент Украины 62977. А. Е. Коротынский, М. И. Скопюк (ООО «ЭПИС») [1].

Резонансный сварочный источник питания, отличающийся тем, что в первичную обмотку сварочного трансформатора введен емкостный реактор, включенный параллельно входному ключу. Патент Украины 62982. А. Е. Коротынский, М. И. Скопюк (ООО «ЭПИС») [1].

Покрывание сварочных электродов, отличающееся тем, что в качестве пластификатора оно содержит подсолнечную шелуху с размером частиц менее 200 мкм при следующем соотношении компонентов, мас. %: 45,0...52,0 мрамора; 5,0...10,0 кремнезема; 3,0...8,0 ферромарганца; 5,0...10,0 45 %-го ферросилиция; 1,0...1,5 подсолнечной шелухи размером частиц меньше 200 мкм; 0,5 поташа; 1,5 талька; 11,0...18,0 плавикового шпата. Патент Украины 62970. А. Л. Богаевский, Н. И. Шишков, А. Э. Чертылин и др. (Украинский ГХТУ) [1].

Покрывание сварочных электродов, отличающееся тем, что оно в качестве пластификатора содержит подсолнечную шелуху размером частиц менее 300 мкм при следующем соотношении компонентов, мас. %: 8,0...22,0 мрамора; 42,0...60,0 диоксида титана; 11,5...17,5 ферромарганца; 0,5...1,5 подсолнечной шелухи; 5,0...15,0 талька; 1,5...5,5 каолина. Патент Украины 62971. Н. И. Шишков, А. Л. Богаевский, П. Г. Сорока и др. (Украинский ГХТУ) [1].

Способ изготовления компактных материалов в металлической оболочке с порошковым наполнителем, отличающийся тем, что ω -подобный профиль трубчатой заготовки перед заполнением порошком выравнивают в полукруг и снова восстанавливают после заполнения и предварительного уплотнения порошка и замыкания кромок оболочки, а потом закрывают секторную складку при дальнейшем обжатии готового изделия. Патент Украины 46480. В. С. Бойко, Б. Ф. Белов, В. Н.

Ирха и др. (ОАО «Мариупольский меткомбинат им. Ильича») [1].

Линия по производству порошковых компактных материалов в металлической оболочке, отличающаяся тем, что маршрут формовочного стана включает переход от ω -подобного профиля к полукругу с гладкой поверхностью, образуемой на последних роликах подготовительной клетки, и повторное восстановление ω -подобного профиля в обжимной клетке на входных ведущих роликах с округленным трапецевидным выступом на их рабочей поверхности, высота которого не превышает $1/4$ диаметра круглого сечения готового продукта. Патент Украины 48432. В. С. Бойко, Б. Ф. Белов, В. В. Ивашина и др. (ОАО «Мариупольский меткомбинат им. Ильича») [1].

Способ электроконтактного напыления, отличающийся тем, что при приварке упрочняющего покрытия у края основы прокладку смещают в бок этого края. Патент Украины 63393А. С. В. Гулаков, О. А. Лаврентик, В. В. Матвинко (Приазовский ГТУ) [1].

Способ торможения роста усталостных трещин в тонкостенных металлоконструкциях, отличающийся тем, что дополнительно при наличии трещины ее засверливают по концам и проводят пластичное обжатие по толщине с внешней стороны отверстий. Патент Украины 63465А. В. В. Кныш, А. З. Кузьменко, В. В. Новожилов, А. А. Гришаков [1].

Способ сварки трубчатых деталей и устройство для ее реализации, отличающийся тем, что сварку осуществляют этапами, сначала — внутренний шов, а потом — внешний с переплавлением металла на глубину до 75 %, причем химический состав конечной детали со среднеуглеродистой стали выбирают таким образом, чтобы соотношение углеродных эквивалентов металла трубы и конечной детали находилось в пределах 0,44...0,73 для трубы из низкоуглеродистой стали и 0,31...0,98 для трубы из малоуглеродистой низколегированной стали. Патент Украины 63795А. И. К. Козлов, А. Г. Чубар, В. М. Янковский и др. (ООО НПО «Днепромашбуд») [1].

Способ производства проволоки из чугуна с графитом, отличающийся тем, что прутки подвергают термообработке на сорбитную структуру с метластинчатым расстоянием 0,15...0,45 мкм, а волокно ведут на холодно. Патент Украины 63770А. В. А. Алимов, С. В. Алимова, И. В. Морозов и др. (Донецкий ГТУ) [1].

* Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях Украины «Промислова власність» за 2004 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



Сварочный источник питания переменного тока, отличающийся тем, что коммутирует элемент через ключ подключен к схеме управления, трансформатор выполнен на трехстержневом магнитопроводе с дополнительной второй сетевой обмоткой, подключенной непосредственно к сети переменного напряжения. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 63930. А. Е. Коротынский (ООО «ЭПИС») [2].

Сварочный источник питания, отличающийся тем, что датчик тока состоит из блока конденсаторов, узел регулирования сварочного тока и напряжения включен последовательно с первым сварочным контуром, в состав трансформатора введена вторая вторичная обмотка. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 63934. А. Е. Коротынский, М. И. Скопюк (ООО «ЭПИС») [2].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что оно содержит дополнительный источник питания, к которому через пусковое устройство подключен электродвигатель со схемой управления и стабилизации. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 64609А. В. Г. Салюта, М. Л. Марченко, В. С. Тодоров [2].

Способ снижения остаточных сварочных деформаций и напряжений, отличающийся тем, что охлаждающую шов жидкость, в частности, хладагент в виде пены подводят непосредственно к свариваемому металлу с обеих сторон (внутренней и наружной), подают к хладагенту активирующий газ, либо сжатый воздух, аргон, углекислый газ сквозь трубки-аэраторы, размещаемые в охлаждающей жидкости. Патент Украины 64105А. А. И. Гедрович, О. Н. Друзь (Восточно-Украинский национальный университет им. В. Даля) [2].

Состав покрытия для защиты поверхности от налипания брызг расплавленного металла, отличающийся тем, что в качестве углеродсодержащего соединения вводят бурый уголь и сахар, а также дополнительно гидроксид натрия и воду при следующем соотношении компонентов, мас. %: 10,0...20,0 бурого угля; 1,0...4,0 гидроксида натрия; 10,0...20,0 сахара; остальное — вода. Патент Украины 64435А. В. А. Кучеренко, О. В. Погребной [2].

Способ сварки трением, отличающийся тем, что предварительно перед сваркой добавляют время торможения вращения t_0 , а повышение осевого усилия от усилия нагрева до усилия проковки выполняют за время t_1 , определяемое по формуле $t_1 = Kt_0$, где K_0 — коэффициент, зависящий от формы соединения и вида сочетания материалов заготовок. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 64789. И. В. Зяхор, С. И. Кучук-Яценко (ИЭС им. Е. О. Патона) [3].

Способ электродуговой приварки труб к плоским поверхностям, отличающийся тем, что сварку выполняют порошковой проволокой, диаметр которой регулируют в зависимости от внешнего диаметра трубы относительно сечения $D_{п.п} - S = D_T$, где $D_{п.п}$ — внешний диаметр порошковой проволоки, мм; D_T — внешний диаметр трубы, мм; S — толщина оболочки порошковой проволоки. Патент Украины 65080А. В. В. Чигарев,

С. В. Щетинин (Приазовский ГТУ) [3].

Способ изготовления двухслойной стали, отличающийся тем, что прикладывают механическое давление, значение которого устанавливают в зависимости от процесса в соответствии с выражением $P = (25...27) \cdot 10^5 \frac{\delta}{T}$, МПа, где δ — толщина лакирующего слоя, мм; I — величина тока, пропускаемого по металлу. Патент Украины 65093А. В. С. Бойко, С. В. Щетинин, В. В. Климанчук и др. (Приазовский ГТУ) [3].

Способ восстановления и упрочнения цилиндрических деталей, отличающийся тем, что наплавку выполняют при малой погонной энергии, величину которой устанавливают в зависимости от диаметра в соответствии с выражением $G/v = (2...3)D$, МДж/м, где G/v — погонная энергия, МДж/м; D — диаметр детали, м. Патент Украины 65092А. В. С. Бойко, С. В. Щетинин, В. В. Климанчук (То же) [3].

Устройство для подачи электродной проволоки, отличающееся тем, что пространственный кулачок установлен на приводном валу с возможностью перемещения по нему в продольном направлении с помощью регулятора относительно водила, а приводной вал соединен с механизмом подачи передач, дающей возможность менять передаточное число. Патент Украины 65222А. Н. В. Черный, М. В. Грибачов, В. В. Яблоков и др. [3].

Установка для контактной стыковой сварки трубчатой оболочки с заглушкой, отличающаяся тем, что зажим электродадержателя выполнен в виде ползуна, а упорный элемент выполнен охватывающим ползун электродадержателя и закрепленным на корпусе. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 65292А. Н. А. Лаврентьев, Н. Н. Белаш, В. С. Красноуцкий [3].

Способ электроконтактной наплавки, отличающийся тем, что смену характеристик питания сварочной цепи осуществляют при уменьшении скорости смены напряжения на электродах до уровня 20...50 % первичной скорости ее уменьшения. Патент Украины 65202А. С. В. Гулаков, О. А. Лаврентик (Приазовский ГТУ) [3].

Универсальный электрод для контактной сварки, отличающийся тем, что силовой пуансон, изготовленный из электропроводящего материала, оснащен опорной площадкой, упорной втулкой из неэлектропроводящего материала, дополнительным упругим элементом и сквозным пазом на торце, при этом упорная втулка закреплена на силовом пуансоне стопорным полукольцом со штифтом. Патент Украины 65185А. В. А. Шебанов, Н. П. Щербина, Т. В. Шебанова [3].

Термостойкое покрытие и способ его получения, отличающееся тем, что оно выполнено двухслойным, при этом переходной слой, кроме материала поверхности, содержит углерод и кремний, а внешний слой представляет собой карбид кремния или легированный карбид кремния. Патент Украины 65027А. А. В. Селяков, В. М. Пузиков, В. В. Дмитрик (НТК «Институт монокристаллов») [3].



НОВЫЕ КНИГИ

Сварка и контроль — 2004 // Сб. докладов Всероссийской с международным участием науч.-техн. конференции, посвященной 150-летию со дня рождения Н. Г. Славянова: Пермь, 2004. — Т. 1. — 368 с.; 2 т. — 367 с.; 3 т. — 321 с.

Представлены работы сотрудников вузов и промышленных предприятий России, Украины, Белоруссии и Узбекистана. Приведены также работы ученых из Германии.

В томе 1 приведены доклады по некоторым вопросам истории, относящимся к жизни и деятельности Н. Г. Славянова. Рассмотрены вопросы аттестации специалистов, некоторый опыт аттестации сварочного оборудования и технологий и особенности подготовки кадров. Приведены результаты исследований по спецметодам сварки: сварке взрывом, диффузионной сварке, обработке концентрированными источниками, электрошлаковой сварке, получению биметалла и сварке трением, контактной сварке, плазменной сварке и резке.

В томе 2 приведены доклады по некоторым вопросам теории сварочных процессов. В отдельные разделы выделены доклады по сварочной дуге, свариваемости материалов и исследованиям свойств сварных соединений, САПР и моделированию в сварке, тепловым процессам при сварке.

Рассматриваются вопросы по пайке металлов, сварке в среде защитных газов. В отдельном разделе представлены доклады по контролю, диагностике и управлению сварочными процессами.

В томе 3 приведены доклады по некоторым вопросам разработки сварочных материалов. В отдельных разделах рассматриваются наплавочные материалы, технология наплавки, восстановление и ремонт. Приведены доклады по нанесению специальных покрытий различными методами. Представлены работы по созданию и модернизации сварочного оборудования. Большой раздел посвящен сварке трубопроводов.

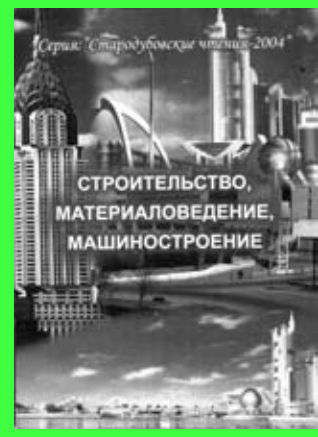
Может быть полезен научным, инженерно-техническим работникам НИИ, предприятий, а также преподавателям и студентам технических университетов и институтов.



Строительство, материаловедение, машиностроение // Сб. науч. трудов. — Днепропетровск, НГАСА, 2004. — Вып. 27, Ч. 2. — 296 с.

В сборнике представлены результаты научных исследований по технологии строительных материалов, улучшению их свойств различными методами обработки; по рациональному использованию материалов в современных строительных конструкциях зданий и сооружений, а также данные для расчета и проектирования конструкций и технологического оборудования.

Предназначен для инженерно-технических, научных работников и аспирантов научно-исследовательских институтов, проектных организаций, высших учебных заведений.



Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии // Сб. науч. трудов. Вып. 7 (Металловедение и термическая обработка). — Днепропетровск, Візіон, 2004. — 374 с.

В сборнике изложены результаты исследований в области металлургического и термического обработки стали. Рассмотрены физико-химические основы металлургических процессов, возможность создания ресурсосберегающих технологий и повышения экологической чистоты производства. Представлены разработки новых технологических процессов термической и термомеханической обработки массовых видов проката, а также принципы создания математических моделей.

Для специалистов в области металлургии.





Лакомский В. И., Фридман М. А. Плазменно-дуговая сварка углеродных материалов с металлами. — Киев: Екотехнологія, 2004. — 196 с.



Представлены результаты работ Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по технологии сварки электрических контактов углеродных материалов с металлами и их широкая промышленная проверка на электрометаллургических заводах цветной металлургии.

Приведены физико-химические основы нового процесса плазменно-дуговой сварки крупногабаритных электродов из углеродных материалов с металлами без защиты зоны сварки от воздуха и разработанные конструкции сварных электроконтактных соединений.

На примере алюминиевых электролизеров и электротермических печей для графитации и синтеза карбида кремния показано как можно с помощью нового способа сварки экономить электроэнергию в производстве первичного алюминия, магния и графитированных электродов, заменять медную ошиновку печей на алюминиевую, создавать новые совершенные конструкции электрических сборок.

Рассчитана на инженерно-технических работников, занимающихся проблемой энергосбережения, инженеров-сварщиков, инженеров-электриков, может быть полезна студентам вузов соответствующих специальностей.

МЕЖДУНАРОДНАЯ ТОРГОВАЯ ЯРМАРКА-КОНФЕРЕНЦИЯ по применению материалов, поверхностной инженерии и технологий производства

г. Мюнхен, Германия

21.09–23.09.2004

Организатор выставки: **MunichExpo GmbH Robert Metzger.**

В экспозиции выставки будут представлены следующие тематические разделы:

технологии креплений, измерительные системы, сварочные технологии, компьютерные технологии, металлургия, пластмассы, керамическая глина

Выставка проводится с 1998 г. ежегодно. По данным 2003 г. : количество экспонентов 232, из них представителей из-за рубежа 56 из 18 стран мира: Австрия, Бельгия, Чешская Республика, Дания, Финляндия, Франция, Германия, Великобритания, Венгрия, Индия, Израиль, Италия, Люксембург, Нидерланды, Словения, Швейцария, Турция, США.



11-я Международная специализированная выставка «Сварка-2004»

С 25 по 28 мая в Выставочном комплексе «Ленэкспо» в Санкт-Петербурге прошла 11-я Международная специализированная выставка «Сварка-2004», которая уже более 30 лет является главной отраслевой выставкой для производителей и потребителей сварочного оборудования, материалов и технологий СНГ и стран Балтии, а также признанным международным форумом сварщиков.

Выставка проводится в Санкт-Петербурге с 1969 г., с 1991 г. один раз в два года и призвана демонстрировать весь спектр сварочных технологий, включая оборудование и материалы, позволяющие получать соединения

практически любых конструкционных материалов в наземных условиях, космическом пространстве и под водой. Экспозиция, занимавшая площадь 6800 кв.м, разместилась в трех павильонах и на открытой площади выставочного комплекса «Ленэкспо». Выставку посетили более 6 тыс. человек: представители отраслевых министерств и ведомств, руководители предприятий, главные сварщики ведущих предприятий, специалисты-сварщики различных отраслей народного хозяйства (машиностроения, судостроения, строительства и др.), ученые, представители торгующих организаций и СМИ.





На выставке «Сварка-2004» была представлена новейшая номенклатура продукции и услуг в области:

- технологии и оборудования для сварки, резки и нанесения покрытий; производства сварочных материалов;
- систем вентиляции, средств защиты сварщиков;
- управления качеством и подготовки кадров.

В выставке приняли участие около 200 фирм, являющихся крупнейшими производителями сварочного оборудования и материалов из 15 стран (Австрии, Армении, Белоруссии, Венгрии, Германии, Дании, Италии, Литвы, Польши, Словакии, Турции, Российской Федерации, Украины, Финляндии, Швеции). Среди них такие известные компании, как ESAB, KEMPP, Fronius, Deloro Stellite, Abicor Binzel Welding, Technique, TBI Industries, Weco, Selco, Motoman Robotics Finland, Messer Cutting & Welding, Oerlicon, Polysoude и др. В российской экспозиции было представлено 140 предприятий и фирм. В выставке приняли активное участие украинские компании: ВЕЛ-ДТЕК (Киев), ВЕЛМА (Киев), Ильницкий завод механического сварочного оборудования, КЗЭСО (Каховка), «Коммунар» (Харьков), КЭМЗ «Сварка» (Киев, на стенде московского представительства), Навко-Тех (Киев), СЭЛМА (Симферополь, совместно с ИТС), Институт электросварки им. Е. О. Патона (Киев), Симферопольский моторный завод (Симферополь), Стан-Комплект (Киев), Техмаш (Одесса), УкрНИИСТ (Киев), журналы «Автоматическая сварка» и «Сварщик» (Киев).

Журнал «Автоматическая сварка» и его англоязычная версия «The Paton Welding Journal» приняли участие в выставке в качестве отдельных экспонентов и вызвали большой интерес у специалистов сварочного производства. В частности, стенд журналов посетили специалисты таких фирм, как НИКИМТ (Москва), ЧЭАЗ (Чебоксары), ДетальСтройконструкция (Тольяти), Гидромаш (Нижний Новгород), Спецавтоматика (Рыбинск), ВНИИЭСО (С.-Петербург), Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение, Югансктрубопроводстрой (Нефтеюганск), Электросвар (Ставрополь), Северстальмаш (Череповец), КАМАЗ (Набережные Челны), Чугун-СпецСтрой (Липецк), Энергомаш (Белгород), Ленинградский Металлический завод, Уральский научно-технологический комплекс (Нижний Тагил), Дальспецстрой (Хабаровск), судоремонтный завод НЕРПА (Снежногорск), Лукойл-Калининградморнефть, Нефтехиммонтаж (Тольяти), Выборгский судоремонтный завод, Сургутнефтегаз, Минский электротехнический завод, Harley-Davidson

Motor Company (США) и др.

В рамках выставки «Сварка-2004» прошла научно-техническая конференция «Современные проблемы и достижения в области сварки, родственных технологий и оборудования» и круглый стол на тему «Традиционные и новые технологии в процессе сварки. Сварочное оборудование и сварочные материалы». Труды научно-технической конференции изданы отдельной книгой, с которой можно ознакомиться в редакции журнала «Автоматическая сварка». Актуальные вопросы, обсуждаемые на круглом столе, собрали специалистов сварочного производства, директоров институтов, заводов, заведующих сварочных кафедр, главных сварщиков предприятий. С интересными сообщениями выступили от ЦНИИ ТС — В. Д. Горбач, В. П. Бочкарев, В. К. Назарук «Полуавтомат плазменной сварки неплавящимся электродом изделий из алюминиевых сплавов малых толщин»; фирмы «ФЕБ» — С. В. Федюкин; «Каховского завода электросварочного оборудования» — Н. В. Манзик; ФГУП «Адмиралтейские верфи» — А. А. Аверьянов; «Северного машиностроительного предприятия» — Ю. В. Авакумов; «Межгосметиз-Мценск» — В. П. Костюченко; ИТЦ «Прометей» — В. Н. Панин; «Элкор Абразив» — В. Ф. Еременко «Факторы, влияющие на безопасность и качество очистки поверхности сварных швов»; «Северной верфи» — Я. И. Вейнбрин; «Петротранс» В. С. Рогов; «Сычевского электродного завода» — Ю. А. Александров «Применение нового сырья в изготовлении сварочных материалов»; «Невского Политехнического Профессионального Лица им. А. Г. Неболсина» — Ю. Н. Царфин; «Ак-вамира» — Туркина «Исследование влияния БАД «Зостерин-Ультра» (пектин) на содержание марганца и никеля в биологических жидкостях организма у лиц, занятых во вредных условиях труда»; «НТФ «Теплопроцессы» — В. В. Вейднер «Предварительный подогрев перед сваркой. Послесварочная термическая обработка»; Липецкого государственного технического университета — А. С. Бабкин «Системы автоматизированного проектирования технологии сварки/наплавки».

Очередная, 12-я Международная специализированная выставка по сварке, резке и родственным технологиям, «Сварка-2006» будет проведена в апреле-мае 2006 г. (с 27 по 29 апреля 2005 г. в Санкт-Петербурге в «Ленэкспо» будет проведена выставка «Электротехнологии-2005» с разделом сварка и родственные технологии).

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





ПАМЯТИ Х. Л. ЯРОВИНСКОГО



В Москве 24 июня на 60-м году жизни скончался видный специалист в области сварочной науки и техники, бывший директор Московского опытного сварочного завода (МОСЗ) Хрисанф Лазаревич Яровинский.

Получив образование в Московском авиационно-технологическом институте по специальности инженера-металлурга по сварочному производству, Х. Л. Яровинский большую часть жизни проработал по специальности, причем на одном месте — МОСЗ. На заводе он последовательно прошел ступени многих инженерно-технических должностей: инженера и начальника сектора жаростойких электродов технического отдела, заместителя начальника ЦЗЛ, главного инженера завода, а затем в течение пятнадцати лет возглавлял завод. В своей научно-производственной деятельности он показал себя достойным преемником и продолжателем традиций учителей — лауреатов госпремий СССР канд. техн. наук Л. М. Яровинского, Е. В. Соколова, А. Д. Рахманова, заслуженного изобретателя РФ В. С. Строева.

Занимаясь исследовательской работой, он изучал вопросы технологии сварки оборудования из жаростойких и жаропрочных сталей и никелевых сплавов, эксплуатируемых при высоких температурах, изделий из сплавов цветных металлов, в том числе в монументальной скульптуре, технологии наплавки тяжело нагруженного и режущего инструментов и др. Выполненные им разработки

воплощены в жизнь в виде конкретных марок электродов и технологии их применения.

На должности директора завода в полной мере проявился талант Х. Л. Яровинского как руководителя, сумевшего в постоянно меняющихся условиях обеспечить устойчивую работу завода и создать базу для дальнейшего развития коллектива. Задуманный им проект «Спецэлектрод» был успешно воплощен в жизнь.

Много внимания Хрисанф Лазаревич уделял общественной работе. В разные годы он был вице-президентом Российского научно-технического сварочного общества, председателем Совета Московского регионального отделения РНТСО, президентом Ассоциации издателей журнала «Сварочное производство», членом Координационного и Межгосударственного Советов по сварке, членом Комиссии II Национального комитета по сварке АН СССР, членом Совета Ассоциации «Электрод» предприятий стран СНГ и пр.

Неоднократно он представлял отечественную науку и технику на конгрессах МИС. Его многогранная работа была оценена званиями лауреата премии Совета Министров СССР, заслуженного металлурга страны, академика двух академий, правительственными наградами.

Имя Хрисанфа Лазаревича Яровинского — талантливого и отзывчивого руководителя, душевного, открытого, порядочного человека навсегда в памяти всех, знавших его.

Российское научно-техническое сварочное общество

Ассоциация «Электрод» предприятий стран СНГ

Ветераны Московского опытного сварочного завода

Редакция и редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

ПАМЯТИ А. А. КОПИЛЕНКО



После тяжелой и продолжительной болезни ушел из жизни замечательный человек, Человек с большой буквы, председатель наблюдательного совета ОАО «Электромашиностроительный завод «Фирма СЭЛМА» Евгений Аркадьевич Копиленко.

Евгений Аркадьевич родился в семье служащих в Днепропетровске. В 1961 г. он окончил Днепропетровский институт инженеров железнодорожного транспорта и по распределению приехал в Симферополь на электромеханический завод МПС, где работал инженером-конструктором. С 1979 г. его судьба была неразрывно связана с электромашиностроительным заводом: главный инженер завода, а затем в течение двадцати лет — ге-

неральный директор, председатель правления ОАО «Фирма СЭЛМА».

Это был настоящий руководитель, человек, усилия которого позволили достичь нынешнего положения завода, широкоизвестного в сварочном мире. Особо следует подчеркнуть чуткость, доброжелательность и отзывчивость А. А. Копиленко, к которому многие обращались за советом и помощью.

За добросовестный труд Евгений Аркадьевич был удостоен ордена «Знак Почета», звания «Заслуженный машиностроитель Украины». Он был Почетным ветераном фирмы.

В нашей памяти навсегда останутся его добрые дела.

Коллектив ОАО «Электромашиностроительный завод

«Фирма СЭЛМА»,

Институт электросварки им. Е. О. Патона

ПРОИЗВОДИТЕЛИ ТОВАРОВ И УСЛУГ В ОБЛАСТИ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

СВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

1. Источники питания для дуговой и электрошлаковой сварки

Авантаж ЧП, Автоген-Техно ООО, Антарес-К ООО, Белгазпромдиагностика, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Велга Вильнюс ЗАО, Велдинг Эллойс ЗАО, Газстройсервис АООО, ГРПЗ, Днепрсварка ООО, Дюкон ПГ, Инвертор плюс, Инпат ГВТП, Институт сварки России, Инструменты ООО, Искра ЗАО, ИТС, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЗЭС АО, Коммунар ПО, Корба НПФ, Кристалл М, Кристалл ОАО, Линкор ООО, Машагропром ЗАО, Маяк АО, Мессер, Мобисвар ЗАО, Мульти Саунд компания ЗАО, НГС-Комплект, Оборудование и машины ЗСО, ОЗСО ИЭС, Особые сварочные агрегаты НПВФ ООО, Пещерин ЧП, Плазма НПП ООО, Полтавский турбомеханический завод ПО, Пошук НТП, Президент-Нева ООО, Промэл-2000, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Радис ИЦ, Рик НПФ ООО, Ро-Ар ООО, Рослов, РУСО ООО, Сварка НПП, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, Симферопольский моторный завод ОАО, Спецэлектрод АО, Стецкевич ЗАО, СЭЛМА фирма, ТАС фирма, Технолазер, Техносваркомплект ООО, Техноэлектрон НПП, Техстройсервис, Тор фирма, Торговый Дом Сварка СП, Трансмах ОАО, Триада-Сварка, Уралтермосвар ЗАО, ФЕБ НПП ООО, Фрониус-Факел ООО, Центроэнергомонтаж ОАО, Эконика-Техно ЗАО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО, Элмис ОАО, Элсвар фирма, ЭПИС, Z-Мастер ЗАО

2. Полуавтоматы для дуговой сварки

Авиасварка НТЦ, Автомеханика ЗАО, Антарес-К ООО, Артем ГАХК, Белгазпромдиагностика, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Вэлдинг Эллойс ЗАО, Дюкон ПГ, Институт сварки России, Инструменты ООО, Интертехприбор, Искра ЗАО, ИТС, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЗЭС АО, Коммунар ПО, Корба НПФ, Крейд ООО, Кристалл М, Кристалл ОАО, Линкор ООО, Машагропром ЗАО, Медикомс фирма ООО, Метон МП ООО, Мульти Саунд компания ЗАО, НГС-Комплект, Навко-Тех фирма, Оборудование и машины ООО, ОЗСО ИЭС, Пещерин ЧП, Полтавский турбомеханический завод ПО, Плазма НПП ООО, Пошук НТП, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Пульсар ММПП, Радис ИЦ, Рик НПФ ООО, Ро-Ар ООО, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, Симферопольский моторный завод ОАО, СЭЛМА фирма, ТАС фирма, Технолазер, Техносваркомплект ООО, Техноэлектрон НПП, Тор фирма, Торговый Дом Сварка СП, Тэсса ООО, Уралтермосвар ЗАО, Фрониус-Факел ООО, Щорский электромеханический завод ОАО, Эконика-Техно ЗАО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО, Элмис ОАО, Элсвар фирма, Z-Мастер ЗАО

3. Автоматы для дуговой сварки

Авантаж ЧП, Авиасварка НТЦ, Белгазпромдиагностика, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Вебер КоМеханикс, Вэлдинг Эллойс ЗАО, Дюкон ПГ, Импульс ОКБ, Институт сварки России, Инструменты ООО, Интертехприбор, Искра ЗАО, ИТС, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЗЭС АО, Констар ООО, Корба НПФ, Кристалл М, Кристалл ОАО, Мессер, НГС-Комплект, Навко-Тех фирма, НИТИ Прогресс, Оборудование и машины ЗСО, Полисуд С.С.С., Полтавский турбомеханический завод ПО, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Радис ИЦ, Ро-Ар ООО, Рослов, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, Симферопольский моторный завод ОАО, СЭЛМА фирма, Технолазер, Техносваркомплект ООО, Техноэлектрон НПП, Тор фирма, Торговый Дом Сварка СП, Уралтермосвар ЗАО, Фрониус-Факел ООО, Эконика-Техно ЗАО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элсвар фирма, Z-Мастер ЗАО

4. Оборудование для электрошлаковой сварки

Инпат ГВТП, КЗЭС АО, КЭМЗ СВАРКА ЗАО

5. Оборудование и инструмент для дуговой и контактной сварки

Абикор Бинцель Сварочная Техника ООО, Авантаж ЧП, Агни ООО, Алплаз АОЗТ, АНИТИМ ОАО, Антарес-К ООО, Антек ЗАО, БелСваМО, Бастион, Белфлон ЗАО, Бинцель Украина ГмбХ, Вебер КоМеханикс, Велга АО, Велдотерм, Дюкон ПГ, Ильницкий опытный завод механического сварочного оборудования, Инженерный и технологический сервис, Инпат

ГВТП, Инструменты ООО, Искра ЗАО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Кермет-У ООО, КЗЭС АО, Контур-97, Корба НПФ, Корд ООО, Красный выборжец ОАО, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Линкор ООО, Метон МП ООО, Мидасот-Т ЗАО, НГС-Комплект, НИТИ Прогресс, Орион Гринева ЗАО, Пензенское КТБ арматуростроения ОАО, Пещерин ЧП, Пошук НТП, Прометей ИТЦ, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, РУСО ООО, Сварка, Северная электротехническая компания, СЭЛМА фирма, ТАС фирма, Техносваркомплект ООО, Техноэлектрон НПП, Триада-Сварка, Укркомплект, УкрИСП ОАО, Уралэлектромедь АО, Фрониус-Факел ООО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО, Энерготехника концерн ЗАО

6. Оборудование для специальных способов сварки (холодной, трением, плазменной, электронно-лучевой, лазерной, ультразвуковой, высокочастотной и др.), термической обработки

Булат ОКБ, Велдотерм ООО, Велдотерм-Украина, Велд Форс, ВНИИ ТВЧ им. В. П. Вологодина, Инпат ГВТП, Искра ЗАО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мессер, Мидасот-Т ЗАО, Мультиплаз ОАО, НИТИ Прогресс, ОЗСО ИЭС, Торговый Дом Сварка СП, УКРСПЕЦТЕРМ ЗАО, Фрониус-Факел ООО, Электромеханика ОАО, ЭЛТЕРМ НПП, ЗАО Selmi, Z-Мастер ЗАО

7. Роботы сварочные

АвтоВАЗ, Гранат НПО, Искра ЗАО, Мессер, Навко-Тех фирма, Фрониус-Факел ООО

8. Механическое сварочное оборудование

Ильницкий опытный завод механического и сварочного оборудования, Импульс ОКБ, Инпат ГВТП, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Навко-Тех фирма, УкрИСП ОАО

9. Оборудование для пайки

Донмет завод автогенного оборудования ООО, Инпат ГВТП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Лига ЗАО, Мидасот-Т ЗАО, ТАС фирма, Фрониус-Факел ООО, Электротермосвар АО

10. Оборудование для наплавки

Дюкон ПГ, Инпат ГВТП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЗЭС АО, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, НИТИ Прогресс, Плазма-Мастер НПФ, ТАС фирма, Тена ТЦ ООО, Фрониус-Факел ООО, Электрик ОАО, Электротермосвар АО

11. Оборудование для газовой сварки

Авантаж ЧП, АГА, Барнаульский аппаратно-механический завод АО, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Велга АО, ВКЗ ОАО, ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП, Газосварочные аппараты, Джет ЗАО НПФ, Днепрпроксилорд ОАО, Днепрсварка ООО, Донмет завод автогенного оборудования ООО, Интерфакел СП, Корд ООО, Краусс СП ЗАО, Мессер, Мидасот-Т ЗАО, Нерпа судоремонтный завод ФГУП, НИКТИ СП с ОП, Ро-Ар ООО, РУСО ООО, Сварка-Контакт Сервис НПП, Сварочная техника, Триада-Сварка, Укркомплект, Уралтехгаз ОАО, Элмид-Техно ЗАО

12. Оборудование для нанесения упрочняющих и защитных покрытий

Авантаж ЧП, Автогенмашкомплект ООО, Барнаульский аппаратно-механический завод, ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП, Институт проблем надежности и долговечности машин, Интерм, Интерфакел СП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мидасот-Т ЗАО, НИКТИ СП с ОП, Плазма-Мастер НПФ, ТАС фирма, Тена ТЦ ООО, ТОПАС, УкрИСП ОАО, Фрониус-Факел ООО

13. Оборудование для газокислородной, плазменной и термической резки металлов

Абикор Бинцель Сварочная Техника ООО, Авантаж ЧП, Автогенмашкомплект ООО, АГА Украина ОАО, АНИТИМ ОАО, Антек ЗАО, Барнаульский аппаратно-механический завод АО, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Бинцель Украина ГмбХ, Ватра МП, Вектор ФГУП, Велга АО, ВКЗ ОАО, ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП, Дамал ООО, Джет ЗАО НПФ, Днепрпроксилорд ОАО, Донмет завод автогенного оборудования ООО, Дюкон ПГ, ЗОНТ ОАО, Енагро-Торец ООО, Инженерный и технологический сервис, Импульс ОКБ, Инструменты ООО, Интертехприбор, Интерфакел СП, Искра ЗАО, Кермет-У ООО, Кислородмаш ООО, Кислородный завод ЗАО, Корба НПФ, Краусс СП ЗАО, Кристалл М, Кристалл ОАО, КСТ-Авиа, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Лига ЗАО, Мессер, Мессер Каттинг и Велдинг, Мидасот-Т ЗАО, Мобисвар ЗАО, Мультиплаз ОАО,

НГС-Комплект, Нерпа судоремонтный завод ФГУП, НИТИ Прогресс, НТМ-ПЛЮС ООО, Пензенское КТБ арматуростроения ОАО, Пещерин ЧП, Плазматрон НПФ, Пошук НТП, Рик НПФ ООО, Ро-Ар ООО, Сварка-Контакт-Сервис НПП, Сварочная техника, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, СКТБ СТО ЗАО, Стецкевич ЗАО, ТАС фирма, Термал-Спрей-Тек, Техмонтажсистем ООО, Торговый Дом Сварка СП, Техмаш АО, Технолазер, Техстройсервис, УкрИСП ОАО, Фрониус-Факел ООО, Экотехнология ГВП, Экспловелд СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электротермосвар АО, Энергомаш ЗАО, Энергомеханика ОАО, Энерготехника концерн ЗАО, Эффект АО

14. Оборудование для производства сварочных материалов

а) покрытых электродов

Белгазпромдиагностика, Вант, Велма ООО, Инпат ГВТП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, НИИМонтаж ОАО, Новэл ЗАО, НПП «Свапро-М» ООО, ОЗСО ИЭС, Ротекс ЗАО, Спецэлект-

род АО, Торговый Дом Сварка СП, Тяжпрессмаш ОАО, Экспловелд СП

б) порошковых проволок

НИИМонтаж ОАО, НИЦ МСН, ОЗСО ИЭС НТК

15. Оборудование для улавливания сварочных аэрозолей и очистки воздуха в зоне сварки

Агробэлэкс НПП, Амкадор-Рэн-Монарс ЗАО, Гуматекс ЧП, Джміль НПФ ЧП, Дюкон ПГ, Инпат ГВТП, Инструменты ООО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Консар ОАО, Сизод НПФ, СовПлим ЗАО, ФХИЗОСиЧ, Элстат

16. Средства индивидуальной защиты сварщика

Авантаж ЧП, Александр Соколов ЧП, Амкадор-Рэн-Монарс ЗАО, Белгазпромдиагностика, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Дамал ООО, Изотоп УДВП, ИЛТИП ООО, Инпат ГВТП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мидасот-Т ЗАО, Мульти Саунд компания ЗАО, Рослов, Салют, Сварочная техника, Свиточ ОАО, Сизод НПФ, Спецодежда МакПКО, Стецкевич ЗАО, Торговый Дом Сварка СП, ФХИЗОСиЧ

СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

1. Сварочные проволоки сплошного сечения

а) низкоуглеродистые и низколегированные

Авантаж ЧП, Алтэй ЧНПП, Ассоциация «Электрод», БелСваМО, Ватра МП, Дамал ООО, Днепрометиз ОАО, Дуга ЗАО, Запорожский сталепрокатный завод ОАО, Инвертор плюс, Инструменты ООО, Интер Метиз ЗАО, Интерхим-М ЗАО, Контакт НПП, Корба НПФ, Кродекс ООО, Метизы Торговый дом ООО, Плазма НПП ООО, Пошук ЗАО НТП, Промэл-2000, Пульсар ММПП, Рослов, Сбормаш ООО, СВ Технология ООО, Сварка (Москва) ООО, Серп и Молот ОАО, Стальметиз ОАО, Торговый Дом Сварка СП, Череповецкий сталепрокатный завод ОАО, Экотехнология НПП, Экспловелд СП, Z-Мастер ЗАО

б) высоколегированные проволоки

Авиасварка НТЦ, Ватра МП, Днепроспецсталь ОАО, Инструменты ООО, Коин ООО, Серп и Молот ОАО

в) для сварки чугуна

Авиасварка НТЦ

г) для сварки алюминия и его сплавов

Авиасварка НТЦ, Вилс АО, Инпат ГВТП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК

2. Порошковые проволоки и ленты

Арксэл ООО, Велдтек ТМ СП, Вэлдинг Эллойс ЗАО, Грик ООО, Завод сварочных материалов, Интерхим-М ЗАО, Инпат ГВТП, Инструменты ООО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Коин ООО, НИИМонтаж ОАО, НИЦ МСН, ОЗСМ ИЭС, Сабарос ООО, Техникорд СП ООО, Торговый Дом Сварка СП, Торезтвердосплав ОАО, Экотехнология ГВП, Экспловелд СП, Экспериментальное производство ИЭС им. Е. О. Патона, Элна НПФ

3. Покрытые электроды

Авантаж ЧП, Автоген-Техно ООО, «Азовобшемаш» концерн, Арксэл ООО, Артемаш «Вистек» ЗАО, Ассоциация «Электрод», БЕЛКОМ ООО, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Бисан МП, БОЗ ФГУП, ВПК ЗАО, Ватра МП, Вэлдинг Эллойс ЗАО, Велма ООО, «АМЗ ВЕНКОН» ОАО, Визма ООО, Газстройсервис А ООО, Гефест, Гомельский завод пусковых двигателей РУП, Грик ООО, Дамал ООО, Днепропетровский экспериментально-исследовательский завод сварочных материалов, Днепрометиз ОАО, ДОН ЗАО, ЗСМ ЗАО, Ижорские заводы ОАО, Индустрия ЗАО, Инпат ГВТП, Инст-

рументы ООО, Интерхим-М ЗАО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Контакт НПП, Корба НПФ, Кранэкс ОАО, Кременчугский электродный завод, Крюковский вагоностроительный завод ОАО, Лосиноостровский электродный завод ОАО, Межгосметиз-Мценск ОАО, Мидасот-Т ЗАО, Московский электродный завод ОАО, ММК ОАО, МММЗ ОАО, Нальчикский электродный завод ОАО, «Наташа» ЧП, Невинномысский электродный завод ОАО, Нижегородский теплоход завод ОАО, НИИМонтаж ОАО, НИЦ МСН, ОЗСМ ИЭС, ОСП «Элком» ОАО, Орнитоф НПФ, ОСПАЗ ОАО, ПАТОН-Электрод НПФ, Победа труда машзавод ОАО, Приватбуд ООО, Прометей ИТЦ, Пульсар ММПП, Рослов, Сбормаш ООО, Свама ЗАО, СВАРОГ-Т НПФ, Сварочная техника, СВ Технология ООО, СВЭЛ ОАО, Свэмс ООО, Северная электротехническая компания, СЗСМ «Ротекс» ООО, Сибэс ЗАО, Силур ОАО, СМ НПО им. Фрунзе ОАО, Спецэлектрод ОАО, Стакс ОАО, Стальметиз ОАО, Сычевский электродный завод, Торговый Дом Сварка СП, Торезтвердосплав ОАО, Уралхиммаш ОАО, Харцызский ремонтно-механический завод, Хобэкс ПК, ЧСПЗ ОАО, ШЭЗ ОАО, Экотехнология ГВП, Экспловелд СП, Экспериментальное производство ИЭС им. Е. О. Патона, Электрод ЗАО, Электродный завод АОЗТ, Электродсервис ЗАО, ЭМК-Атоммаш ОАО, Z-Мастер ЗАО

4. Присадочные материалы для пайки

Авиасварка НТЦ, Инпат ГВТП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мегатекс ЗАО, ОЗСМ ИЭС, Пещерин ЧП, Рослов, Торговый Дом Сварка СП

5. Флюсы для сварки

Бастион, Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий, Ижорские заводы ОАО, Инженерный и технологический сервис, Инпат ГВТП, Инструменты ООО, Интерхим-М ЗАО, Коин ООО, Контур-97, Никопольский завод ферросплавов ОАО, ОЗСМ ИЭС, Сварка, Рослов, Торговый Дом Сварка СП, ЦНИИТМАШ НПО

6. Ферросплавы и лигатуры

Карбид ООО

7. Неплавящиеся электроды

Авиасварка НТЦ, Инпат ГВТП, «Победит» ОАО, Экспловелд СП

СТАНДАРТИЗАЦИЯ И СЕРТИФИКАЦИЯ

Институт сварки России, Мидасот-Т ЗАО, Сварка и контроль НУЦ, Сепроз ГП НТЦ

ПОДГОТОВКА И ПЕРЕПОДГОТОВКА КАДРОВ

ГАЦ МР НАКС ЗАО, Институт сварки России, Мидасот-Т ЗАО, МУАЦ ИЭС, Сварка и контроль НУЦ

Указатель организаций и фирм

Абикор Бинцель Сварочная Техника ООО

129343 Россия, г. Москва,
ул. Уржумская, д. 4
тел. +7(095) 189 93 35;
факс +7(095) 510 64 70
E-mail: binzel-abicor@yandex.ru

Авантаж ЧПФ

65005 Украина, г. Одесса,
ул. Бугаевская, 21
тел. (0482) 34 04 62; факс (0482) 34 04 75
03040 г. Киев, ул. Васильковская, 11/11
тел. (044) 257 43 32; факс (044) 258 11 45
E-mail: avant@te.net.ua

Авиасварка НТЦ

04080 Украина, г. Киев
тел./факс (044) 537 25 84
E-mail: retosvar@elan-ua.net

АвтоВАЗ АО

445663 Россия, г. Тольятти,
Южное шоссе, 36
тел. (8482) 37 76 17, 37 69 65;
тел./факс (8482) 20 40 13

Автогенмашкомплект ООО

03040 Украина, г. Киев, ул. Стельмаха, 10
тел. (044) 263 01 33; факс (044) 263 40 52

Автомеханика ЗАО

03148 Украина, г. Киев,
ул. Семьи Сосниных, 7а
тел./факс (044) 422 50 00

Агни ООО

164502 Россия, г. Северодвинск,
ул. Лебедева, 16-136
тел./факс (81842) 4 39 85

Агробэлэкс НПП

220012 Беларусь, г. Минск,
ул. Толбухина, 16, корп. 1а
тел. (017) 284 42 81; факс (017) 284 93 43

«Азовобшечмаш» концерн

Украина, г. Мариуполь,
просп. Ильича, 145/147
тел./факс (0629) 38 43 08

Аларм ЗАО

109383 Россия, г. Москва, ул. Полбина, 45
тел./факс (095) 354 34 24

Александр Соколов ЧП

222160 Беларусь, г. Жодино,
ул. Д. Лебедевского, 4
тел. +375 (1775) 7 01 38;
факс +375 (1775) 7 01 39
E-mail: 7650212@mail.ru

Апплаз АОЗТ

125190 Россия, г. Москва,
Ленинградский просп., 80
тел. (095) 158 74 82; факс (095) 158 89 38

Алтэй ЧНПП

Украина, г. Днепропетровск,
ул. Каруны, 16
тел. (0562) 34 82 01

АМЗ ВЕНКОН ОАО

623785 Россия, г. Артемковский,
ул. Садовая, 12
факс (34363) 3 18 80, 3 19 91

Амкадор-Рэн-Монарс ЗАО

220050 Беларусь, г. Минск,
ул. Промышленная, 6а
тел. (017) 244 50 01; факс (017) 244 14 11

АНИТИМ ОАО

656002 Россия, г. Барнаул,
ул. Северо-Западная, 2а
тел. (3852) 77 56 96; факс (3852) 77 54 97

Антарес-К ЗАО

Россия, г. Москва, просп. Буденного, 28,
корп. 2
тел. (095) 366 47 12, 366 52 80
факс (095) 366 56 82

АНТЕК ЗАО

656002 Россия, г. Барнаул,
ул. Северозападная, 2
тел. (3852) 77 56 96, 77 58 78
факс (3852) 77 54 97
E-mail: antek@barnaul.ru

АРКСЭЛ ООО

83017 Украина, г. Донецк,
пер. Вятский, 2а
тел. (062) 382 94 44;
тел./факс (062) 382 94 38
E-mail: info@arcsel.dn.ua

Артем-Контакт ОАО

04050 Украина, г. Киев,
ул. Мельникова, 2/10
тел. (044) 211 90 31; факс (044) 213 69 38

Артеммаш Вистек

84500, г. Артемовск, Донецкая обл.,
ул. Артема, 6
тел. (062) 332 28 04;
факс (062) 332 28 05, 332 28 06

Ассоциация «Электрод»

Исполнительная дерекция
03150 Украина, г. Киев, а/я 362
тел./факс (044) 227 72 35

AGA

Россия, г. С.-Петербург, ул. Благодатная,
67 тел. (812) 294 39 33, 327 07 39;
факс (812) 296 32 14

AGA Украина ОАО

49074 Украина, г. Днепропетровск,
ул. Кислородная, 1
тел. (0562) 35 12 25; факс (0562) 34 56 33
E-mail: aga@aga.dpr.ua

Барнаульский аппаратно-механический завод АО

656031 Россия, г. Барнаул,
просп. Строителей, 117
тел. (3852) 22 78 18, 36 71 26, 36 52 38;
факс (3852) 36 52 27

Бастион

344010, Россия, г. Ростов-на-Дону,
просп. Соколова, 80
тел. (8632) 32 47 90, 38 72 32

Белгазпромдиагностика

220073, Беларусь, г. Минск
ул. Гусовского, 4-608
тел. (37517) 205 08 68;
факс (37517) 620 40 06
E-mail: diag@tut.ru

БелСваМО

220108, Беларусь, Минск
ул. Корженевского, 12а-303
тел.: (37517) 227 19 97;
факс (37517) 278 02 02
E-mail: belsvamo@infonet.ru

Белфлон ЗАО

220050 Беларусь, г. Минск,
ул. Восточная, 32, корп. 1
тел. (017) 231 51 02, 231 9262;
факс (017) 232 10 80, 231 59 76

Бинцель Украина ГмбХ

03056 Украина, г. Киев,
ул. Полевая, 24, оф. 414
тел. (044) 456 72 06; факс (044) 455 66 75
E-mail: ukraine@binzel-abicor.com

Бисан МГП

03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел. (044) 261 58 54; факс (044) 261 55 55

БОЗ ФГУП

04112, Россия, г. Бийск
тел. (3854) 23 1301, 23 1303
факс (3854) 25 03 34

БПК ЗАО

214676 Россия, пос. Балашейка,
Самарская обл., г. Сызрань
факс (84643) 2 32 39

Булат ОКБ

124489 Россия, г. Москва, Зеленоград,
Панфиловский просп., 10
тел. (095) 536 87 28 факс (095) 535 13 80
E-mail: laser@bulat.compnet.ru

Вант

252013 Украина, г. Киев,
ул. Деревообрабатывающая, 4
тел. (044) 294 71 69;
тел./факс (044) 295 91 91, 294 71 69

Варус ООО

Россия, г. С.-Петербург,
ул. К. Томчака, 20
тел. (812) 298 21 21; факс (812) 444 58 57

Ватра МП

220064 Беларусь, г. Минск,
ул. Корженевского, 120, корп. 303
тел. (017) 227 1997; 2782706;
факс (017) 278 09 09

Вебер КоМеханикс ООО

109004 Россия, г. Москва,
тел./факс +7(095) 105 88 87
E-mail: webwer@weber.ru

Вектор ОАО

620078 Россия, г. Екатеринбург,
ул. Гагарина, 28
тел. (3432) 49 62 08; факс (3432) 49 50 66
E-mail: market@vektor.ru

Велга Вильнюс ЗАО

Литва, г. Швенчёнай, ул. Пушу, 27
тел. +37 02 33 55 23, 01 73 35 86
факс +3702 13 75 95

Велдинг Эллойс ЗАО

199155 Россия, г. С.-Петербург, а/я 706
тел./факс +7(812) 323 89 57

Велдотерм ООО*

141007 Россия, Московская обл.,
г. Мытищи-7, ул. Попова, 5
тел. (095) 586 80 33, 586 80 44;
факс (095) 583 80 56

Велдотерм-Украина

77308 Украина, г. Калуш,
Ивано-Франковской обл., а/я 18
тел./факс (03472) 6 03 30
E-mail: weldotherm@kl.if.ukrnet.net

Велд Форс

194223 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Курчатова, 10
тел./факс (812) 55236 88

**Велдтек ТМ СП**

03056 Украина, г. Киев, ул. Полевая, 24
тел. (044) 456 02 09; факс (044) 458 34 85
E-mail: weldtec@iptelecom.net.ua

Велма ООО

тел.: (044) 559 10 71;
моб.: 8(050) 5555 85 51

ВИЗМА ООО

тел./факс (044) 213 98 21

Вилс АО

121596 Россия, г. Москва, ул. Горбунова, 2
тел. (095) 444 92 47; факс (095) 448 67 15

ВКЗ ОАО (Волгоградский кислородный завод)

Россия, г. Волгоград
тел. (8442) 71 65 90;
факс (8442) 75 86 59, 71 65 00

ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП

109004 Россия, г. Москва,
Шеллапутинский пер., д. 4
тел./факс (095) 915 09 60

ВНИИ ТВЧ им. В. П. Вологодина

194902 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Толстого, 7
тел. (812) 234 69 57; факс (812) 234 46 52

Вэлдинг Эллойс
199155 Россия, г. С.-Петербург,
11-я линия, 66
тел./факс (812) 323 89 57

Газосварочные аппараты
121170 Россия, г. Москва,
Кутузовский просп., 36, корп. 4, строен. 48
тел. (095) 249 78 24; факс (095) 249 69 92

Газстройсервис А ООО
127422 Россия, г. Москва,
ул. Костякова, 10, строен. 1
тел. +7(095) 979 00 05, 979 31 01
факс +7(095) 977 67 81
E-mail: gazstroy@optitrade.ru

ГАЦ МР НАКС ЗАО
107005 РФ, г. Москва, а/я 35
тел./факс (095) 261 36 11

Гефест
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел. (044) 261 51 65;
тел./факс (044) 220 16 19

Гомельский завод пусковых двигателей РУП
246027 Беларусь, г. Гомель,
ул. Барыкина, 150
тел. (10375232) 49 43 04
факс (10375232) 4947 59

Гранат НПО
220600 Беларусь, г. Минск,
ул. Притыцкого, 62

Грик ООО
02002 Украина, г. Киев,
ул. М. Расковой, 11
тел./факс (044) 516 64 96, 517 36 45
E-mail: griko@nbi.com.ua

ГРПЗ (Государственный Рязанский приборный завод)
390000 Россия, Рязань, ул. Каляева, 32
тел. (0912) 29 84 53, 2401 06;
факс (0912) 21 61 47, 21 7837
E-mail: postmaster@pribor.ryasan.ru

Гуматекс ЧП
тел./факс (06272) 2 33 65

Дамал ООО
02094 Украина, г. Киев,
ул. Краковская, 32
тел./факс (044) 552 20 06, 552 60 80

Джет ЗАО НПФ
Россия, г. Ижевск,
ул. Красноармейская, 127, а/я 59
тел. (3412) 78 48 03, 78 59 56;
факс (3412) 51 09 01

Джміль НПФ ЧП
65003 Украина, г. Одесса,
ул. Черноморского казачества
тел./факс (0482) 37 43 46

Днепрокислород ОАО
320074 Украина, г. Днепропетровск,
ул. Кислородная, 1
тел. (0562) 27 20 52;
тел./факс (0562) 29 97 94, 34 56 33

Днепромметиз ОАО
320060 Украина, г. Днепропетровск,
пер. им. Газеты «Правда», 20
тел./факс (0562) 34 82 24, 34 82 23

Днепропетровский экспериментально-исследовательский завод сварочных материалов
тел. (0612) 65 89 59

Днепросварка ООО
02160 Украина, г. Киев,
просп. Воссоединения, 19
тел. (044) 550 61 66; факс (044) 553 64 42
E-mail: dsvarka@kievweb.com.ua

Днепроспецсталь ОАО
330600 Украина, г. Запорожье
тел. (0612) 39 73 01; 33 25 35;
факс (0612) 34 02 16, 33 10 00, 13 17 80

ДОН ЗАО
309641 Россия, г. Новый Аскол,
пер. Кооперативный, 1

тел. (07233) 4 56 72;
факс (07233) 2 22 46, 2 22 45

Донмет 3-д автогенного оборудования
84331 Украина, Донецкая обл.,
г. Краматорск, ул. Парковая, 115
тел./факс (06264) 4 26 85, 5 77 13
E-mail: svarka@donmet.com.ua

Дуга ЗАО
162606 Россия, г. Череповец,
ул. Комарова, 8
тел. (8202) 55 78 39;
тел./факс (8202) 55 17 58

Дюкон ПГ
Россия, г. С.-Петербург,
ул. Марата, 77, оф. 27
тел./факс (812) 326 92 46
Россия, г. Москва,
ул. Краснобогатая, 42, оф. 226
тел./факс (095) 737 07 11

Енагро-Торец ООО
322007 Украина, Донецкая обл.,
г. Константиновка, ул. Мирошниченко, 73
тел./факс (0672) 26 684;
факс в г. Киеве (044) 553 32 69

Завод сварочных материалов
620066 Россия, г. Екатеринбург, п/я 169
тел. (34369) 2 68 50; факс (34369) 2 51 06

Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий
330008 Украина, г. Запорожье,
Южное шоссе, 6
тел. (0612) 39 23 01, 39 23 68

Запорожский сталепрокатный завод ОАО
330600 Украина, г. Запорожье
тел. (0612) 39 23 01, 39 23 02;
факс (0612) 35 65 00, 35 74 26

Зонт ОАО
65104 Украина, г. Одесса,
просп. маршала Жукова, 103
тел. (048) 717 00 50, 715 69 40;
факс (048) 715 69 50
E-mail: oaozont@zont.com.ua

ЗСМ ЗАО
620066 Россия, г. Екатеринбург, а/я 169
тел. (34369) 2 68 50, 2 54 85
факс (34369) 2 65 27

Z-Мастер ЗАО
107564 Россия, г. Москва,
ул. Краснобогатая, 2
тел./факс +7(095) 742 96 04

Изотоп УДВП
03680 Украина, г. Киев, ул. Горького, 152
тел. (044) 268 31 34

Ижорские заводы ОАО
196651 Россия, г. С.-Петербург,
Колпино, просп. Ленина, 1
тел. (812) 322 88 57, 322 82 86;
факс (812) 322 86 74, 460 88 43

ИЛТИП ООО (Институт лазерных технологий и приборостроения)
188537 Россия, г. Сосновый Бор,
Ленинградская обл., ул. Ленинградская, 62
тел./факс (81269) 2 99 07, 7 20 97

Ильницкий завод механического сварочного оборудования
90130 Украина, Закарпатская обл.,
пос. Иршава, ул. Советская, 3
тел./факс (03144) 2 11 36, 2 17 36
E-mail: mso@ir.uzhgorod.ua

Импульс ОКБ
220121 Беларусь, г. Минск,
ул. Лещинского, 8
тел. (017) 258 94 09, 258 91 95;
факс (017) 258 91 20

Инвертор плюс
460858 Россия, г. Оренбург,
просп. Автоматики, 8
тел./факс (3532) 65 47 30

Индустрия ЗАО

Украина, г. Луганск, ул. К. Либкнехта, 38
тел./факс (0642) 52 12 52

Инженерный и технологический сервис
195251 Россия, г. С.-Петербург,
Командантский пр., 23, корп. 1
тел./факс +7(812) 320 61 61
E-mail: office@ltscompany.spb.ru

Инпат ГВП
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел. (044) 268 12 54, 227 46 66;
факс (044) 269 77 87

Институт проблем надежности и долговечности машин
220072 Беларусь, г. Минск,
ул. Скоринны, 12
тел. (0172) 68 58 63; факс (0172) 68 54 09

Институт сварки России
194100 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Литовская, 10
тел. (812) 245 83 12; факс (812) 245 01 02

Институт электросварки (ИЭС) им. Е. О. Патона НТК
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел. (044) 227 63 02; факс (044) 268 04 86

Инструменты ООО
01033 Украина, г. Киев,
ул. Саксаганского, 24, комн. 21
тел. (044) 251 80 30; факс (044) 531 98 66

Интерм
03680, Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел./факс (044) 269 09 60

Интер Метиз ЗАО
тел./факс (05692) 3 24 29

Интертехприбор
105094 Россия, г. Москва,
ул. Б. Семеновская, 42
тел. +7(095) 369 37 00, 369 02 68
факс +7(095) 369 52 19
E-mail: info@tdev.ru

Интерфакел СП
Украина, Киевская обл.,
Броварской р-н, с. Княжичи
тел. (294) 5 05 35, 5 64 04
факс (294) 6 06 00

Интерхим-БТВ ООО
03062 Украина, г. Киев, а/я 35
тел. (044) 237 35 98
факс (044) 241 92 05

Искра ЗАО
623131 Россия, Свердловская обл.,
г. Первоуральск, пос. Новоуткинский,
ул. Партизан, 23
тел./факс (34392) 9 40 37, 9 43 02,
9 44 41, 9 52 02
E-mail: iskrazao@uralte.ru

Карбид ООО
86604 Украина, г. Торез Донецкой обл.,
ул. Трудовая, 83
тел./факс (06254) 30019

Кермет-У ООО
61125 Украина, г. Харьков,
ул. Нетеченская наб., 15
тел./факс (0572) 23 51 20
E-mail: itl2022@online.kharkov.ua



КЗЭСАО АО
326800 Украина, Херсонская обл.,
г. Каховка, ул. Пушкина, 109
тел. (05536) 4 62 23, 3 59 67;
факс (05536) 4 10 41, 4 03 22
E-mail: market@kzesao.com

Кислородмаш АО
65031 Украина, г. Одесса,
ул. Промышленная, 1
тел. (0482) 23 53 17

Кислородный завод ЗАО

36061 Украина, г. Киев,
просп. Отрадный, 93/2
тел. (044) 483 13 84, 484 44 06

Коин ООО

01001 Украина, г. Киев, а/я 351
ул. Горького, 56/15, корп. 2
тел. (044) 261 54 01; факс (044) 227 11 55
E-mail: coin@kievweb.com.ua

Коммунар ГНПО

310681 Украина, г. Харьков, ул. Рудика, 8
тел. (0577) 44 71 42, 44 78 46;
факс (0577) 707 01 72, 244 71 37
E-mail: sbyt@tvset.com.ua

Консар ОАО

607190 Россия, г. Саров, Нижегородская обл., Рабочий пер., 17а
тел. (83130) 4 39 72;
факс (83130) 5 95 68, 4 37 75
E-mail: sale@consar.sar.ru

Констар ООО

249035 Россия, Калужская обл., г. Обнинск, ул. Ленина, 27, оф. 311
тел./факс +7(095) 3 11 61, 3 08 86
E-mail: konstar@bk.ru

Контакт НПП

Винницкий филиал
тел. (0432) 32 50 95, 35 21 59
Житомирский филиал тел. (0412) 25 47 14
Луцкий филиал тел. (05322) 2 05 09
Полтавский филиал тел. (0652) 48 59 68

Контур-97

117393 Россия, г. Москва,
ул. Архитектора Власова, 33, оф. 413
тел. (095) 128 17 59; факс (095) 382 71 52

Корба НПФ

08293 Украина, Киевская обл., пгт Буча,
ул. Тарасовская, 32
тел. (04497) 96 597; тел./факс (04497) 96 056

Корд ООО

142155 Россия, Московская обл., Подольский р-н, пос. Львовский, просп. Металлургов, 3
тел./факс +7(095) 996 83 07
E-mail: kord@podolsk.ru

Кранэкс ОАО

153007 Россия, г. Иваново, пос. Милеево
тел. (0932) 32 64 40; факс (0932) 37 65 07

Красный выборжец ОАО

195009 Россия, г. С.-Петербург, Свердловская наб., 12
тел. (812) 542 38 25; факс (812) 542 99 88

Краус ЗАО СП

194156 Россия, г. С.-Петербург
тел./факс (812) 323 86 39; (044) 550 91 33

Крейд ООО

198328 Россия, г. С.-Петербург, ул. Маршала Захарова, 2
тел./факс (812) 142 01 48

Кременчугский электродный завод

Украина, г. Кременчуг,
ул. К. Либкнехта, 139
тел. (05366) 6 95 90

Кристалл Николаевский опытный завод ОАО

540020 Украина, г. Николаев, ул. Декабристов, 41
тел. (0512) 37 42 36, 36 93 04;
факс (0512) 36 84 76

Кристалл М

196248 Россия, г. С.-Петербург, а/я 165
тел. (812) 320 94 51, 320 64 52;
факс (812) 320 94 51, 320 94 52

Кродекс ООО

04080 Украина, г. Киев, а/я 71
тел./факс (044) 417 01 04, 417 83 31

Крюковский вагоностроительный завод ОАО

315307 Украина, г. Кременчуг, Полтавская обл., ул. К. Либкнехта, 139
тел. (05366) 6 11 73, 6 90 82;
факс (05366) 6 11 01, 6 11 73

КСТ-Авиа

117926 Россия, г. Москва, 5-й Донской проезд, 21Б, корп. 2, оф.38
тел./факс (095) 955 55 90
E-mail: plazma@kst-plazma.ru

КЭМЗ «Сварка» ЗАО

04073 Украина, г. Киев, просп. Красных казаков, 23
тел. (044) 531 39 04, 417 82 02
факс (044) 461 33 00, 531 39 33
E-mail: kemz@svarka.kiev.ua

Лига ЗАО

194223 Россия, г. С.-Петербург, ул. Курчатова, 10
тел. (812) 552 57 10; факс (812) 552 24 36

Линкор ООО

355000 Россия, г. Ставрополь, ул. Заводская, 96
тел. (8652) 28 07 06, 94 70 33;
факс (8652) 94 70 84, 94 00 34
E-mail: svarka@linkor.org

Лосиноостровский электродный завод ОАО

129337 Россия, г. Москва, Хибинский проезд, 3
тел./факс (095) 188 64 82, 183 13 81
E-mail: moslez@km.ru

Машагропром

220000, Беларусь, г. Минск ул. Чернышевского, 10а, ком. 611
тел. (37517) 285 69 44;
факс (37517) 285 69 45

Маяк АО

286021 Украина, г. Винница, Хмельницкое шоссе, 145
тел. (0432) 43 77 32, 43 80 34, 44 78 73;
факс (0432) 43 90 14

Мегатекс ЗАО

тел./факс (06272) 2 33 65

Медикомс фирма ООО

111394 Россия, г. Москва, ул. Новотатарки, 1, строен. 1
тел./факс (095) 309 11 12

Межгосметиз-Мценск ОАО

303000 Россия, г. Мценск, ул. Советская, 98а
тел./факс (08646) 3 48 61, 3 21 99, 3 48 61
E-mail: mgmweld@mail.ru

Мессер

54003 Украина, г. Николаев, ул. Комсомольская, 5а, оф. 16
тел. (0512) 24 17 76

Мессер Каттинг и Велдинг

109004 Россия, г. Москва, ул. Земляной вал, 66/20
«Артбилдинг», оф. 4с
тел. +7(095) 564 86 80;
факс +7(095) 564 86 82
E-mail: messer@co.ru

Метизы Торговый Дом ООО

69600 Украина, г. Запорожье
тел./факс (0612) 35 65 00, 35 74 26

Метон МП ООО

645940 Россия, г. С.-Петербург, Сестрорецк, просп. Свободы, 4, а/я 112
тел./факс (812) 437 10 95; (812) 434 11 79

Мидасот-Т ЗАО

104009 Россия, г. Москва, Шелупутинский пер., 1
тел. (095) 777 65 49, 915 09 38;
факс (095) 915 58 26

ММК ОАО

455002 Россия, г. Магнитогорск, ул. Кирова, 93, ЦСП
тел. (3519) 22 81 81, 22 82 52;
факс (3519) 22 81 94

МММЗ ОАО

455002 Россия, г. Магнитогорск, ул. Складская, 4
тел. (3519) 24 77 06; факс (3519) 24 75 30

Мобисвар ЗАО

107014 Россия, г. Москва, Б-014, а/я 102
тел. (095) 269 35 11, 269 01 96;
факс (095) 269 35 11

Московский электродный завод ОАО

111123 Россия, г. Москва, шоссе Энтузиастов, 31
тел. (095) 176 14 32; факс (095) 176 09 19

Мультиплаз ОАО

119180 Россия, г. Москва, ул. Большая Полянка, 15
тел. +7(095) 136 61 21, 959 01 13
факс +7(095) 959 00 96
E-mail: sales@multiplaz.ru

Мульти Саунд компания ЗАО

193144 Россия, г. С.-Петербург, ул. Новгородская, 14
тел./факс (812) 327 03 88, 271 20 91, 271 15 07

МУАЦ (Межотраслевой учебно-аттестационный центр) ИЭС

03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел. (044) 456 10 74, 456 63 30;
факс (044) 456 48 94
E-mail: muac@paton.kiev.ua

Навко-Тех фирма

03056 Украина, г. Киев, а/я 227, ул. Полевая, 24
тел. (044) 456 40 20;
тел./факс (044) 456 83 53
E-mail: info@navko-teh.kiev.ua

Нальчикский электродный завод ОАО

360015 Россия, г. Нальчик, ул. Циолковского, 7
тел. (8662) 40 28 33; факс (8662) 42 19 57

«Наташа» ЧП

г. Антрацит, ул. Кальницкой, 4/41а
тел./факс (06431) 3 82 22

НГС-Комплект

105122 Россия, г. Москва, Щелковское шоссе, 2
тел./факс +7(095) 101 40 64
E-mail: niimontag@distnet.ru

Невинномысский электродный завод ОАО

357115 Россия, г. Невинномысск, ул. Водопроводная, 360
тел. (86554) 6 80 60, 6 80 61;
факс (86554) 3 88 48

Нерпа судоремонтный завод, ФГУП

184680 РФ, Мурманская обл., г. Снежногорск
тел./факс (81530) 6 05 96

Нижегородский теплоход завод ОАО

606450 Россия, Нижегородская обл., г. Бор
тел. (83159) 24 922, 51 906;
факс (83159) 23 782, 21 906

НИИМонтаж ОАО

350020 Россия, г. Краснодар, ул. Раппиневская, 148
тел. (8612) 55 66 90; факс (8612) 55 02 29
E-mail: niimontag@distnet.ru

Никопольский завод ферросплавов ОАО

322912 Украина, Днепропетровская обл., г. Никополь
тел. (05662) 3 20 00, 3 34 19;
факс (05662) 1 86 00

НИКТИ СП с ОП

220071 Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 126
тел. (017) 232 63 63; факс (017) 210 11 17

НИТИ Прогресс

426008 Россия, Удмурдская республика, г. Ижевск, ул. Пушкинская, 268
тел. (3412) 43 95 35;
факс (3412) 43 25 64;
E-mail: niti@niti.udm.ru

НИЦ МСН

03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
Тел./факс (044) 261 56 74, 261 53 51, 261 50 82

**НКМЗ**

343905 Украина, Донецкая обл., г. Краматорск-5
тел. (06264) 3 70 80, 7 89 77;
факс (06264) 7 22 49

Новэл ЗАО

Россия, Челябинская обл., г. Миасс,
просп. Автозаводцев, 61
тел./факс (35135) 7 05 10, 7 32 90

НПП Свапро-М ООО

105264 Россия, г. Москва,
ул. В. Первомайская, 43, оф. 24
тел./факс (095) 965 45 01

НТМ-Плюс ООО

117638 Россия, г. Москва,
Варшавское шоссе, 56, строен. 1
тел. (095) 11907 84

Оборудование и машины ЗСО

127247 Россия, г. Москва,
Дмитровское шоссе, 100, строен. 2
тел. +7(095) 483 11 61
E-mail: tdm@obmash.ru

ОЗСМ ИЭС

04112 Украина, г. Киев, ул. Е. Телиги, 2
тел. (044) 456 63 69;
факс (044) 456 64 95, 456 63 08

ОЗСО ИЭС

252042 Украина, г. Киев, ул. И. Кудри, 7
тел. (044) 261 19 85, 269 27 23;
факс (044) 269 23 31

Орион фирма

197046 Россия, г. С.-Петербург,
Большой Сапожниковский просп., 32
тел./факс (812) 324 77 25, 324 77 35

ОСПАЗ ОАО

302025 Россия, г. Орел,
ул. Раздельная, 105
тел. (08622) 3 92 28; факс (095) 937 01 29

Орнитоф НПФ

69035 Украина, г. Запорожье,
просп. Ленина, 1706, комн. 48
тел. (0612) 34 14 18, 33 41 32;
факс (0612) 13 41 32, 13 52 00

Особые сварочные агрегаты НПВФ ООО

111250 Россия, г. Москва,
ул. Красноказарменная, 12
тел. (095) 361 98 31; факс (095) 361 97 93

ОСП «Элком» ОАО

681000 Россия, г. Комсомольск-на-Амуре,
ул. Аллея Труда, 1
тел./факс (42172) 4 50 80

ПАТОН-Электрод НПФ

тел./факс (044) 227 46 41

Пензенское КТБ арматуростроения ОАО

440060 Россия, г. Пенза,
просп. Победы, 75
тел./факс (8412) 45 78 03, 45 78 04

Пещерин ПП

тел. (044) 239 11 40, 239 11 41;
факс (044) 268 09 49

Плазма-Мастер НПФ

03134 Украина, г. Киев, ул. Якутская, 14
тел./факс (044) 475 35 98, 267 13 70

Плазма НПП ООО

Россия, г. Ростов-на-Дону,
ул. Вавилова, 69
тел. (8632) 77 46 43;
тел./факс (8632) 77 47 85
E-mail: plazma@vov.ru

Плазмотрон НППМ

тел./факс (044) 456 23 36, 456 40 50

Победа труда машзавод ОАО

Украина, г. Артемовск, Донецкая обл.
тел. (06274) 20 731; факс (06274) 64 174

Победит ОАО

362001, Россия, г. Владикавказ,
ул. Дивизионная, 1
тел. (8672) 54 03 86, 54 03 69;
факс (8672) 76 90 60
E-mail: pobedit@osetia.ru

Полисуд С.С.С.

109044 Россия, г. Москва,
ул. Земляной Вал, 66/20
тел. (095) 564 86 81; факс (095) 564 86 82

Полтавский турбомеханический завод

тел. (0532) 7 34 79, 7 30 59;
факс (0532) 72 466

ПОШУК НТП

03022 Украина, г. Киев,
ул. Васильковская, 27/1
тел. (044) 257 49 90, 259 98 58
факс (044) 257 42 05

Президент-Нева ООО

194156 Россия, г. С.-Петербург,
просп. Энгельса, 16/2
тел. (812) 244 03 00; факс (812) 244 02 86

Приватбуд ООО

тел./факс (05692) 3 02 42

Прометей ИТЦ

142300 Россия, Московская обл.,
г. Чехов, ул. Производственная, 1
тел./факс (09672) 62 784, 22 933;
тел./факс и в г. Москве (095) 946 28 10

Прометей ЦНИИМК

193015 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Шпалерная, 49
тел. (812) 274 37 96; факс (812) 274 17 07

Промэл-2000

115522 Россия, г. Москва, Пролетарский
просп., 21, корп. 2
тел. (095) 241 48 28, 241 53 26;
факс (095) 244 76 02

Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования

180650, Россия, г. Псков, ул. Новаторов, 3
тел./факс (8112) 53 5949

Пульсар ММПП

302030 Россия, г. Орел, ул. Революции, 1
тел. (08622) 55 747; факс (08622) 58 176

Радис ИЦ

109088 Россия, г. Москва,
ул. Шарикоподшипниковская, 4
тел. (095) 275 89 64; факс (095) 913 87 25
E-mail: radis@asvt.ru

Рик НПФ ООО

410740 Россия, г. Саратов,
ул. Астраханская, 77
тел. (8452) 51 20 80

Ро-Ар ООО

127276 Россия, г. Москва,
ул. Ботаническая, 14
тел. (044) 401 41 44, 401 45 38;
факс (095) 401 41 66

Рослов

129366 Россия, г. Москва,
ул. Ярославская, 17
тел./факс +7(095) 789 60 57
E-mail: mail@roslov.com

РУСО ООО

02090, Украина, г. Киев,
ул. Алма-Атинская, 2/1
тел. (044) 451 86 72; факс (044) 559 17 24
E-mail: ruso@a-teleport.com

«Ротекс» ООО СЗСМ

115088 Россия, г. Москва,
ул. Угрешская, 14, строен. 2
тел./факс (095) 741 66 41
E-mail: czcsm@rotex.msk.ru

Сабарос ООО

121614 Россия, г. Москва,
ул. Крылатские холмы, 47, оф. 4
тел. (095) 414 57 65/74/85;
факс (095) 414 57 94
E-mail: info@sabaros.ru

Салют

109451 Россия, г. Москва,
ул. Братиславская, 18
тел./факс (095) 345 02 87, 345 02 88

Сбормаш ООО

Украина, Донецкая обл., г. Краматорск,
пос. Кокострой, 1
тел./факс (06264) 6 03 66, 6 05 82

Свама ЗАО

196653 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Вавилова, 5
тел. (812) 322 86 74;
факс (812) 322 86 74, 482 10 17

Сварка

198096 Россия, г. С.-Петербург,
Дорога на Турухтанные острова, 10
тел. (812) 184 14 56; факс (812) 184 14 74

Сварка и контроль НУЦ

107005 Россия, г. Москва,
2-я Бауманская ул., 5
тел. (095) 263 68 02, 267 34 56;
факс (095) 261 42 57

Сварка (Москва) ООО

117218 Россия, г. Москва,
ул. Крижановского, 21/33, корп. 1
тел./факс +7(095) 124 25 15, 124 27 26

Сварка НПФ

115516 Россия, г. Москва,
Кавказский бульв., 59
тел. (095) 119 90 82;
тел./факс (095) 325 96 32

Сварка-Контакт-Сервис НПФ

194100 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Литовская, 10
тел./факс (812) 245 22 40

СВАРОГ-Т НПФ

445007 Россия, г. Тольятти,
ул. Ларина, 139а
тел./факс (8428) 22 93 63

Сварочная техника

630032 Россия, г. Новосибирск,
ул. Станционная, 2/2
тел. (3832) 49 98 07; факс (3832) 41 90 67

Сварприбор ООО

61023 Украина, г. Харьков,
ул. Сумская, 124, оф. 2
тел. (0572) 14 09 63, 43 94 66;
тел./факс (0572) 14 09 63

Свиточ ОАО

84500, Украина, г. Артемовск,
ул. Соборная, 69
тел. (06274) 6 06 07;
факс (06274) 6 06 17
E-mail: info@SpecObuv.com.ua

СВ Технология ООО

21034 Украина, г. Винница,
ул. К. Маркса, 52
тел. (0432) 27 54 60;
тел./факс (0432) 26 33 04

СВЭЛ ОАО

198096 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Корабельная, 6
тел. (812) 184 96 43, 184 72 96;
тел./факс (812) 325 37 65, 325 37 66

Свэмс ООО

Россия, г. Москва,
Ленинградский просп., 80/1
тел./факс (095) 799 92 64

Северная электротехническая компания

199048 Россия, г. С.-Петербург,
В. О. 16 линия, д. 1
тел. (812) 320 70 05, 327 68 67

СЕПРОЗ ГП НТЦ

03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11
тел. (044) 220 94 95; факс (044) 268 04 86

Серп и Молот (ММЗ) ОАО

109033 Россия, г. Москва,
Золоторожский вал, 11
тел. (095) 362 92 50, 278 30 30;
факс (095) 362 94 21

Сибэс ЗАО

625059 Россия, г. Тюмень, Велижанский тракт, 6 км, Северо-Восточный промузел, а/я 2860
тел. (3452) 39 75 07, 39 75 92;
тел./факс (3452) 39 75 01, 39 75 07

Сизод НПФ

195298 Россия, г. С.-Петербург, ул. Белорусская, 6/2
тел. (812) 525 73 09, 521 89 13
факс +7(812) 525 07 37
E-mail: info@sizod.spb.ru

Силур ОАО

Украина, г. Харцызск, ул. Филатова, 9
тел./факс (06257) 463 11

Симферопольский моторный завод

95690 Украина, г. Симферополь, ул. Генерала Васильева, 27а
тел./факс (0652) 48 61 24, 48 61 21
E-mail: simz@crimca.com

СКТБ СТО ЗАО

662608 Россия, г. Минусинск, Красноярский край, ул. Ленина, 56
тел. (39132) 203 14; факс (39132) 2 12 34
E-mail: postmaster@sktb.krasnoyarsk.ru

СМНПО им. Фрунзе ОАО

г. Сумы, ул. Горького, 58
тел. (0542) 25 41 72

СовПлим ЗАО

195279 Россия, г. С.-Петербург, ш. Революции, 102
тел. (812) 52730 90, 52748 60;
факс (812) 227 26 10, 52747 11

Спецдежда МакПКО

339000, Украина, г. Макеевка, ул. 188 павших революционеров
тел. (06232) 6 14 50; факс (06232) 6 10 21

Спецэлектрод АО

109316 Россия, г. Москва, Волгоградский просп., 41
тел. (095) 177 00 33, 177 00 38;
факс (095) 173 02 84, 173 07 87
E-mail: postmaster@spetselectrode.ru

Стакс ОАО

346370 Россия, г. Красный Сулим, ул. Заводская, 1
факс (8632) 61 85 30 (коммут.)

Стальметиз ОАО

Украина, г. Одесса, ул. Известковая, 52
тел. (0482) 23 40 85

Стецкевич ЗАО

220104 Беларусь, г. Минск, ул. М. Лынькова, 19, корп. 2
тел. (017) 228 51 28, 228 52 25, 228 50 28;
факс (017) 228 51 28

Сычевский электродный завод

215280 Россия, г. Сычевка, Смоленской обл., ул. Б. Пролетарская, 34
тел. (08130) 4 11 09, 4 1641;
факс (08130) 4 25 63

СЭЛМА фирма

95000 Украина, г. Симферополь, ул. генерала Васильева, 32а
тел. (0652) 48 65 37, 48 18 62
факс (0652) 48 19 73, 48 60 82
E-mail: sales@selma.crimea.ua

Selmi ЗАО

40009, Украина, г. Сумы, ул. Комсомольская, 68а
тел. +38(0542) 28 55 83
факс (054) 222 14 14
E-mail: market@selmi.ua

ТАС фирма

121614 Россия, г. Москва, ул. Крылатские холмы, 47
тел. (095) 414 57 65, 414 57 74;
факс (095) 414 5794

Тена ТЦ ООО

109202 Россия, г. Москва, ш. Фрезер, 17
тел./факс (095) 787 33 16, 787 33 17

Термал-Спрей-Тек

129336 Россия, г. Москва, а/я 1
тел. (095) 475 89 78; факс (095) 474 69 05

Техстройсервис

129807 Россия, г. Москва, 3-я Мытищинская ул., 3, завод «Металлист», ВПТИ «Тяжмаш», оф. 801
тел./факс (095) 287 20 82, 287 05 60

Техмаш АО

65031 Украина, г. Одесса, ул. Промышленная, 14
тел. (0482) 731 16 19, 731 16 23;
факс (0482) 731 08 03
E-mail: marketing@techmach.com.ua

Техмонтажсервис ООО

170000 Россия, г. Тверь, ул. Радищева, 11, оф. 15
тел./факс (0822) 33 50 04

Техномонтажсистем ООО

170039 Россия, г. Тверь, ул. Паши Соловьевой, 62
тел./факс (0822) 55 33 66;
факс (0822) 55 33 66
E-mail: tmsyst@tvcom.ru

Техникорд СП ООО

140000 Россия, Московская обл., г. Люберцы, Октябрьский пр., 259а
тел. +7(095) 554 70 88, 554 61 69
факс: +7(095) 554 74 46

Технолазер

тел./факс (0512) 46 14 29, 36 91 20

Техносваркомплект ООО

194156 Россия, г. С.-Петербург, просп. Энгельса, 29/1
тел. (812) 553 45 98;
тел./факс (812) 553 21 08

Техноотрон НПФ

428015 Россия, г. Чебоксары, ул. Урукова, 17а
тел. (8352) 42 51 70; факс (8352) 42 53 50
E-mail: sales@technotron.ru

ТОПАС

Украина, г. Киев
тел. (044) 488 90 50; факс (044) 472 37 35

Торговый Дом Сварка СП

03650 Украина, г. Киев, просп. Акад. Глушкова, I, НВЦ, пав. № 21
тел./факс (044) 251 93 76, 251 93 74
E-mail: house@welding.kiev.ua

Торезтвёрдосплав ОАО

86604 Украина, г. Торез, ул. Трудовая, 83
тел./факс (06254) 3 21 33

Тор фирма

123308 Россия, г. Москва, а/я 6
тел. (095) 365 04 63;
тел./факс (095) 365 10 63

Трансмаш ОАО

187554 Россия, г. Тихвин, Ленинградской обл.
тел./факс (81267) 1 29 33

Тэсса ООО

410078 Россия, г. Саратов, ул. Железнодорожная, оф. 87
тел. 51 20 80, 52 08 70

Тяжпрессмаш ОАО

391000 Россия, г. Рязань
тел. (0912) 53 01 66; факс (0912) 36 21 76

УКРИСП ОАО

03056 Украина, г. Киев, ул. Полевая, 24
тел. (044) 241 97 69; факс (044) 446 74 05

УКРСПЕЦТЕРМ ЗАО

01042 Украина, г. Киев, а/я 217
тел./факс (044) 220 82 20, 261 55 10

Уралтермосвар ЗАО

620014 Россия, г. Екатеринбург, ул. Московская, 49, оф. 67
тел. +7(3432) 76 46 80, 76 59 82
факс: +7(3432) 76 33 38, 12 64 59
E-mail: welduts@nexcom.ru

Укркомплект

83017 г. Донецк, бульв. Шевченко, 27
тел. (0622) 91 66 89, 9743 86;
факс (0622) 332 35 70

Уралтехгаз ОАО

620134 Россия, г. Екатеринбург, ул. Монтажников, 3
тел. (3432) 52 44 12; факс (3432) 73 60 60

Уралхиммаш ОАО

620010 Россия, г. Екатеринбург, пер. Хибингорский, 33
тел. (4332) 27 20 50, 21 74 00;
факс (4332) 27 50 92

Уралэлектромедь АО

624080 Россия, Свердловская обл., г. Верхняя Пышма, ул. Ленина, 1
тел. (34368) 46 121, (3432) 65 90 71, 65 90 73; факс (3432) 65 90 70

ФЕБ НПФ ООО

195220 Россия, г. С.-Петербург
тел. (812) 535 20 19, 545 41 96

Фрониус-Факел ООО

252022 Украина, Киевская обл., Броварской р-н, с. Княжичи, ул. Славы
тел. (04494) 54 170, 62 768;
факс (04494) 62 767

ФХиЗОС и Ч

65026 Украина, г. Одесса, ул. Преображенская, 3
тел./факс (0482) 23 11 16
E-mail: eksvar@ukr.net

Харцызский ремонтно-механический завод

Харцызск, пос. Горное, 3-й участок
тел. (06257) 9 52 26

Хобэкс промышленная компания

400075 Россия, г. Волгоград, ул. 51-я Гвардейская, 16
тел./факс (8442) 35 66 85, 31 62 40, 35 67 98, 34 13 12, 35 66 85, 35 67 98

Центроэнергомонтаж ОАО

220033, Беларусь, г. Минск
1-й Велосипедный пер., 7
тел./факс (37517) 221 98 00

ЦНИИТМАШ НПО

тел. (095) 275 87 26;
факс (095) 274 33 65

Череповецкий сталепрокатный завод ОАО

162600 Россия, г. Череповец, Вологодской обл., ул. 50-летия Октября, 1/33
тел./факс (8202) 22 47 79, 22 48 98, 98 82 63

Шэз ОАО

641884 Россия, г. Шадринск, ул. Свердлова, 128
тел./факс (35253) 5 06 98, 5 03 30

Щорский электромеханический завод ОАО

162600, Украина, Черниговская обл., г. Щорс, ул. 30 лет Победы, 39
тел./факс (04654) 2 15 46

Эконика-Техно ЗАО

111395 Россия, г. Москва, а/я 181
тел. (095) 374 99 26, 374 99 27, 374 99 88, 374 99 95, 374 99 06; факс (095) 374 67 51

Экотехнология ГВП

03680 Украина, г. Киев, ул. Горького, 62
тел. (044) 220 15 89, 227 65 02;
факс (044) 227 37 13, 268 31 98

Экоюрс-венто НПФ

195027 Россия, г. С.-Петербург, Красногвардейская пл., 2
тел. (812) 2246991, 2242421;
факс (812) 224 69 98

Экспловелд СП

01042 Украина, г. Киев, ул. И. Кудри, 5
тел./факс (044) 268 36 28, 295 35 38

Экспериментальное производство

ИЭС им. Е. О. Патона
03680 Украина, г. Киев, ул. Горького, 56
тел. (044) 227 55 11

Электрик ОАО

197376 Россия, г. С.-Петербург, просп. Медиков, 10
тел. (812) 234 40 45; факс (812) 234 17 79

Электрик-Микс ЗАО
197376 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Акад. Павлова, 8
тел. (812) 234 49 20;
факс (812) 245 49 70
E-mail: elmix@master.ru

Электрод ЗАО
г. Полтава, ул. Зенковская, 55
тел. (05322) 7 35 59

Электродный завод АОЗТ
194100 Россия, г. С.-Петербург,
ул. Литовская, 12
тел./факс (812) 245 02 59, 245 14 60,
245 06 85

Электромеханика ОАО
172350 Россия, Тверская обл., г. Ржев,
Заводское шоссе, 2
тел. (8232) 20 606, 22 950;
тел./факс (8232) 23 012

Электродсервис ЗАО
111524 Россия, г. Москва,
ул. Электродная, 13
тел./факс (095) 965 67 50

Электротермосвар АО
103918 Россия, г. Москва, Газетный пер., 5
тел. (095) 229 18 26, 229 27 29, 229 00 59;
факс (095) 291 30 27

Элмид-Техно ЗАО
123007 Россия, г. Москва, Хорошевское
шоссе 38, корп. 1, оф. 525
тел. (095) 941 07 16, 941 0305;
факс (095) 941 08 96
E-mail: svarka@elmid.ru

Элмис ОАО
02099 Украина, г. Киев,
ул. Бориспольская, 9
тел. (044) 566 87 22, 566 72 76;
факс (044) 566 87 22

Элна НПФ
03680 Украина, г. Киев,
ул. Горького, 69
тел. (044) 261 50 25, 261 55 17;
факс (044) 261 50 25
E-mail: info@elna.com.ua

Элсвар фирма
144000 Россия, Московская обл.,
г. Электросталь, Фрязевское шоссе, 7
тел. (09657) 3 04 42; факс (09657) 3 31 63
E-mail: elsva@elektrostal.ru

Элстат
109316 Россия, г. Москва,
Остаповский проезд, 13
тел./факс (095) 276 61 84, 276 76 12

ЭЛТЕРМ НПФ

620078 Россия, г. Екатеринбург,
ул. Студенческая, 51
тел./факс (3432) 4 49 93
E-mail: elterm@mail.ur.ru

ЭМК-АТОММАШ ОАО
347340 Россия, г. Волгодонск
тел. (86392) 5 46 92, 5 40 34;
факс (86392) 5 46 92

Энерготехника концерн ЗАО
193079 Россия, г. С.-Петербург
Октябрьская наб., 106, а/я 58
тел./факс (812) 324 53 88

ЭПИС ООО
Украина, г. Киев
тел./факс (044) 261 51 02, 261 58 44

ЭФФЕКТ АО
65085 Украина, г. Одесса,
Тираспольское шоссе, 19
тел./факс (0482) 30 24 05, 21 59 68
E-mail: effect@odessa.net

Юмис ООО
Украина, г. Днепропетровск,
ул. Дзержинского, 19/21, комн. 42
тел. (0562) 47 78 92

ЗАИНТЕРЕСОВАННЫХ В РАЗМЕЩЕНИИ ИНФОРМАЦИИ просим обращаться по адресу:
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11, редакция журнала «Автоматическая сварка».
Тел. (044) 227 63 02; тел./факс (044) 269 26 23.
E-mail: journal@paton.kiev.ua