

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,
С. И. Кучук-Яценко, Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, В. Ф. Мошкин,
О. К. Назаренко, И. К. Походня,
И. А. Рябцев, Ю. А. Стеренбоген,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Б. Брейтвейт (Великобритания)
К. Буше (Франция)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтей (Германия)
П. Зайфарт (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, Л. Н. Герасименко,
И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, Т. Ю. Снегирева.

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001
Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов соискателей
ученых степеней.

При перепечатке материалов ссылка
на журнал обязательна.
За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

К 100-летию со дня рождения Г. А. НИКОЛАЕВА 3

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Довбищенко И.В., Машин В.С., Шонин В.А., Пашуля М.П. Свойства
нахлесточных соединений алюминиевых сплавов, полученных дуговой
точечной сваркой плавящимся электродом 6
Рябцев И.И., Кусков Ю.М. Перспективы использования фосфора в
наплавочных материалах на основе железа (Обзор) 12
Титов В.А., Фадеенко Ю.И., Петушков В.Г. Выбор оптимальных схем
взрывного нагружения сварных соединений на основе оценки твердости 17
Маркашова Л.И., Бердникова Е.Н., Хомутская И.И. Связь структуры и
прочностных свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой
трением и взрывом 23
Хорунов В.Ф., Швец В.И., Таранова Т.Г., Кобзенко Г.Ф. Диаграмма
плавкости сплавов системы Sn-Zn-Bi 27
Спиридонова И.М., Суховая Е.В., Пиляева С.Б. Износостойкие
композиционные покрытия с наполнителями системы Fe-B-C 31

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

**Ющенко К.А., Чекотило Л.В., Царюк А.К., Иваненко В.Д., Старушенко
Т.М., Кужель А.В., Лысов Ю.А., Кравченко Н.В., Ульянов В.И.,
Гордиенко В.О.** Новая документация на изготовление и ремонт
технологического энергооборудования 35
Будник В.П. Особенности сварки алюминиевых сплавов на постоянном
токе при прямой полярности 38
**Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю., Сиора А.В., Сахарнов А.В., Гончаренко
Е.И.** Лазерная сварка тонколистовых сталей с использованием
специальных приемов 41
Макаренко Н.А., Невидомский В.А. Термические циклы при плазма-МИГ
наплавке 45
Левченко О.Г., Машин В.С. Санитарно-гигиеническая характеристика
процесса сварки плавящимся электродом в инертных газах алюминиевого
сплава AMg6 48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Киселевский Ф.Н., Пritула С.И., Долиненко В.В. Система направления
сварочной горелки по стыку с телевизионным датчиком 51
Коротынский А.Е. Многофункциональный сварочный инвертор,
выполненный по двухмодульной схеме 52
Разработано в ОЗСО ИЭС: Аппарат воздушно-плазменной резки металлов
«Патон ППР-200» 54
Диссертация на соискание ученой степени 55
Патенты в области сварочного производства 55
По зарубежным журналам 57
Новая книга 59
Календарь конференций и выставок в 2003 г. (Сварка и родственные
технологии) 60

ХРОНИКА

Днепропетровскому техникуму сварки и электроники им.Е.О.Патона —
70 лет 62
«ЭКСПОСВАРКА-2002» 63
7-я Международная выставка «Beijing Essen Welding 2002» 64

РЕКЛАМА 66

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ:

Каховский завод электросварочного оборудования
ОАО «Фирма СЭЛМА»
Ново-Краматорский машиностроительный завод

Опытный завод сварочных материалов ИЭС им.Е.О.Патона
Технопарк «ИЭС им.Е.О.Патона»
Опытный завод сварочного оборудования ИЭС им.Е.О.Патона

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,
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)
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. Yushtina.
Electron gallery:
I. S. Batasheva, L. N. Gerasimenko,
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov, T. Yu. Snegiryova.

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

Towards 100th birthday anniversary of G.A. Nikolaev 3

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Dovbishchenko I.V., Mashin V.S., Shonin V.A., Pashulya M.P. Properties of overlap aluminium alloy joints made by consumable-electrode arc spot welding 6
Ryabtsev I.I., Kuskov Yu.M. Prospects of phosphorous application in iron-based surfacing materials (Review) 12
Titov V.A., Fadeenko Yu.I., Petushkov V.G. Selection of optimum schemes of explosion loading of welded joints on the basis of hardness estimation 17
Markashova L.I., Berdnikova E.N., Khomutskaya I.I. Relation between structure and strength properties of steel-aluminium joints made by friction and explosion welding 23
Khorunov V.F., Shvets V.I., Taranova T.G., Kobzenko G.F. Diagram of melting alloys of Sn-Zn-Bi system 27
Spiridonova I.M., Sukhovaya E.V., Pilayeva S.B. Wear-resistant composite coatings with fillers of Fe-B-C system 31

INDUSTRIAL

Yushchenko K.A., Chekotilo L.V., Tsaryuk A.K., Ivanenko V.D., Starushchenko T.M., Kuzhel A.V., Lysov Yu.A., Kravchenko N.V., Uljanov V.I., Gordienko V.O. New documentation on manufacture and repair of technological power equipment 35
Budnik V.P. Peculiarities of welding aluminium alloys at direct current of reverse polarity 38
Shelyagin V.D., Khaskin V.Yu., Siora A.V., Sakharnov A.V., Goncharenko E.I. Laser welding of thin-sheet steels using special procedures 41
Makarenko N.A., Nevidomsky V.A. Thermal cycles in plasma MIG surfacing 45
Levchenko O.G., Mashin V.S. Sanitary-hygienic characteristic of process of consumable-electrode inert gas welding of aluminium alloy AMg6 48

BRIEF INFORMATION

Kiselevsky F.N., Pritula S.I., Dolinenko V.V. System of welding torch direction along the butt using TV sensor 51
Korotynsky A.E. Multifunctional welding inverter made by two-module scheme 52
Developed at the Pilot Plant of Welding Equipment of the Paton Institute:
«Paton PPR-200» machine for air-plasma cutting of metals 54
Thesis for scientific degree 55
Patents in the field of welding 55
Review of foreign journals 57
New book 59
Calendar of conferences and exhibitions in 2003 (Welding and related technologies) 60

NEWS

Dnepropetrovsk E.O.Paton higher technical college is 70 62
«EXPOWELDING-2002» 63
7th International Exhibition «Beijing Essen Welding 2002» 64

ADVERTISING 66

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.

К 100-летию со дня рождения Г. А. НИКОЛАЕВА



Георгий Александрович Николаев родился в 1903 г. В 1925 г. он окончил Институт инженеров транспорта, в 1928 г. — механико-математический факультет Московского государственного университета. В 1934 г. утвержден в ученом звании профессора, в 1939 г. ему присвоена ученая степень доктора технических наук.

Инженерную и научную работу Г. А. Николаев начал с 1925 г., а педагогическую — с 1930 г. В 1938–1939 гг. он стал деканом механико-технологического факультета. С 1939 по 1964 гг. был проректором по научной работе, а с 1964 по 1985 гг. — ректором МВТУ им. Н. Э. Баумана. В 1940–1947 гг. заведовал кафедрой сопротивления материалов, а с 1947 по 1989 гг. — кафедрой машин и автоматизации сварочных процессов.

Г. А. Николаев является выдающимся ученым, обогатившим науку фундаментальными теоретическими и экспериментальными исследованиями. Значительное внимание он уделял вопросам прочности и работоспособности сварных конструкций, а также разработке нормативной документации на их проектирование. Его глубокие исследования собственных напряжений и деформаций сварных конструкций явились основой для ряда новых направлений в науке о сварке и послужили теоретической и практической базой для широкого внедрения сварки в различные отрасли народного хозяйства. При его участии были созданы первые сварные железнодорожные мосты.

В период Великой Отечественной войны Г. А. Николаев внес большой вклад в применение сварки при производстве оружия.

С 1946 г. Г. А. Николаев занимался разработкой технологии сварки и пайки, в частности новыми способами соединения металлов и неметаллов. Под непосредственным руководством Г. А. Николаева и при его участии были достигнуты выдающиеся результаты в создании принципиально новых способов сварки в вакууме, сварки и резки с помощью ультразвука неметаллических материалов. За работу в области сварки и резки биологических тканей, в том числе резки с помощью ультразвука, получившей широкое распространение в хирургической практике, Г. А. Николаев в 1972 г. удостоен Государственной премии и диплома на открытие.

За выдающиеся заслуги в развитии технологии обработки материалов Г. А. Николаев в 1970 г. был избран членом-корреспондентом, а в 1979 г. — действительным членом АН СССР по отделению физико-химии и технологии неорганических материалов.

Г. А. Николаев является создателем и руководителем крупной научной школы сварщиков. Под его руководством с 1935 по 1982 гг. было подготовлено и успешно защищено более 90 кандидатских диссертаций, а также 20 докторских. По научному направлению, которым руководил Г. А. Николаев, только сотрудниками кафедры сварки МВТУ им. Н. Э. Баумана написано и опубликовано за последние 15 лет более 20 монографий и учебных пособий.

Г. А. Николаевым опубликовано свыше 350 печатных работ. Среди них учебники и учебные пособия для вузов по расчету и проектированию сварных конструкций, монографии по прочности и новым способам сварки. Ряд работ переведен на английский, французский, немецкий, чешский, польский, венгерский, румынский и китайский языки.

Много внимания Г. А. Николаев уделял разработке технологии соединения металлических материалов, прочности сварных конструкций и автоматизации процессов сварки. Работы, выполненные на руководимой им кафедре, были отмечены Ленинской, двумя государственными, шестью премиями Совета Министров СССР и двумя премиями Ленинского комсомола.

Основанные Г. А. Николаевым научные направления такие, как применение ультразвука для обработки биотканей и лазерная техника послужили основой для создания в МВТУ двух новых кафедр.

С 1940 по 1947 гг. Г. А. Николаев избирался депутатом Бауманского районного Совета, с 1965 по 1967 гг. — депутатом Московского городского Совета. В 1967 г. избран депутатом Верховного Совета РСФСР. Работал заместителем председателя Комиссии по народному образованию, науке и культуре Верховного Совета РСФСР. С 1965 г. неоднократно избирался членом Московского городского и Бауманского районного Комитетов партии. Избирался делегатом ряда съездов КПСС.

Г. А. Николаев награжден тремя орденами Ленина, орденом Октябрьской Революции, четырьмя орденами Трудового Красного Знамени, орденом Знак Почета и пятью медалями СССР. В 1969 г. за большие заслуги в развитии советской науки Г. А. Николаеву присвоено звание Героя Социалистического Труда.

Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

ВЫДАЮЩИЙСЯ УЧЕНЫЙ, ИНЖЕНЕР, ПЕДАГОГ*

Академик **Б. Е. ПАТОН**



Делегация специалистов-сварщиков СССР в Австрии (1958). В верхнем ряду слева 4-й Б. Е. Патон, 5-й — Г. А. Николаев; в нижнем ряду слева 2-й Н. Н. Рыкалин, 2-й справа К. К. Хренов

Начало научной и преподавательской деятельности Георгия Александровича совпало с историческим периодом перехода к индустриализации СССР и внедрения сварки в промышленное строительство. Уже стали применяться в небольших объемах некоторые способы дуговой, контактной, газовой и термической сварки, однако проблема создания надежных сварных изделий как конечной цели сварочного производства еще не была успешно решена.

Г. А. Николаев стал одним из фундаторов науки о прочности сварных конструкций, выполнив, в частности, глубокие исследования сварочных напряжений и деформаций. Научные достижения молодого ученого базировались на интересе к сварке и его хорошем инженерном образовании, полученном в Московском институте инженеров транспорта, где ранее преподавал профессор Е. О. Патон, а затем и в Московском государственном университете, где Г. А. Николаев изучал теорию прочности. Его научные труды открыли дорогу применению сварки при производстве таких ответственных инженерных сооружений, как железнодорожные мосты.

Начиная с 1930-х годов Г. А. Николаевым разрабатываются методы расчета прочности и проектирования сварных конструкций, а также методы расчета и определения сварочных деформаций и напряжений, вошедшие в нормативные документы,

монографии и учебники. Уже в начальный период научной деятельности Г. А. Николаевым были проведены большие работы по испытанию сварных соединений и узлов, изучению распределения напряжений в швах, усилению сваркой изношенных мостов, проектированию сварных пролетных строений мостов, составлению первых в СССР технических условий на проектирование пролетных строений железнодорожных мостов.

Существенное внимание Г. А. Николаев уделял анализу причин разрушения и решению проблем обеспечения надежности сварных конструкций по параметру вероятности безотказной работы при эксплуатации до наступления предельного состояния. Г. А. Николаев одним из первых пришел к выводу, что эти задачи должны решаться не только с учетом технологии изготовления и условий эксплуатации конструкций, но и с учетом достижений науки в области металлургии, металловедения, прочности, теории упругости и пластичности, механики разрушения. Эти направления исследований

получили развитие в работах многочисленных учеников и последователей Г. А. Николаева.

Большое внимание Г. А. Николаев с учениками уделял также решению проблемы прочности сварных соединений конструкций при переменных нагрузках. В выполненных под его руководством исследованиях и обобщениях отражены общие закономерности изменения сопротивления усталости сварных соединений, развиты подходы к назначению норм допускаемых напряжений в расчетах на выносливость, проанализированы пути повышения сопротивления усталости соединений.

Кроме того, с именем Г. А. Николаева связан ряд успешных работ по сварке в вакууме, ультразвуковой сварке и резке неметаллических материалов, в частности биологических тканей.

Работы Георгия Александровича имеют огромное значение также для решения современной проблемы оценки и продления ресурса сварных конструкций. Эти проблемы приобрели особую актуальность в связи с тем, что большое количество эксплуатирующихся в настоящее время в странах СНГ сооружений, машин и оборудования отработало свой нормативный срок.

Г. А. Николаев был также талантливым и широко известным педагогом, внесшим огромный вклад в подготовку специалистов высокой квалификации. Ровно 70 лет тому назад он принял своего первого аспиранта, а всего под его руководством было выполнено около сотни кандидатских и более 20 докторских диссертаций, создана

* Из выступления на открытии Всероссийской конференции «Сварка на рубеже веков», 20–21 янв. 2003 г., МВТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва.

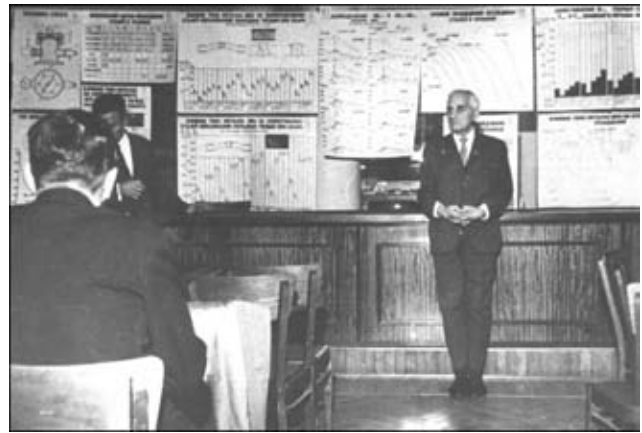
известная научная школа Г. А. Николаева. Среди его воспитанников — видные ученые, руководители предприятий, НИИ, вузов и кафедр во многих странах. А, если принять во внимание, что по его учебникам в течение десятилетий учились все будущие инженеры-сварщики, опять таки многих стран, то вклад Георгия Александровича в подготовку специалистов-сварщиков невозможно переоценить.

К этому можно еще добавить его работу в ВАКе, в Комиссии по народному образованию Верховного Совета РСФСР, в Совете ректоров вузов Москвы.

Все, кто с ним общался, были покорены его интеллигентностью, глубокой эрудицией, неподдельным интересом к истории. При каждом посещении Киева он пешком ходил по историческим кварталам города, бывал в музеях. Однажды он целый день провел в музее под открытым небом — в Музее архитектуры и быта Украины. Те, кто его сопровождали и не знали о его увлечении горнолыжным спортом и альпинизмом, удивлялись его выносливости и неукротимой энергии. Каждый раз, когда Георгий Александрович приезжал в Киев, на вокзале его встречали, и каждый раз он отказывался от автомобиля и пройдя несколько километров до Института электросварки, пешком поднимался на 10-й («директорский») этаж, успевая обогнать уже и тех, кто встречал его у входа. Многие патоновцы знали Георгия Александровича как горячего приверженца здорового, спортивного образа жизни, принципиального противника алкоголя и курения. Думаю, не случайно среди выпускников МВТУ несколько космонавтов и знаменитых спортсменов — людей, которые не только получили образование в одном из самых «трудных» и престижных вузов страны, но и обладали отменным здоровьем. Среди них выпускница МВТУ, космонавт Светлана Савицкая — первая из женщин, которая легко овладела технологией сварки и напыления в открытом космосе универсальным ручным инструментом.

Следует особо подчеркнуть огромный вклад Георгия Александровича Николаева в налаживание и укрепление внутрисоюзного и международного сотрудничества ученых и специалистов, работающих в области сварки и родственных технологий. Он был членом Национального комитета СССР по сварке и достойно представлял его в Международном институте сварки.

Десятки лет Георгий Александрович входил в состав бюро Научного и Координационного советов по сварке при ГКНТ СССР, участвовал в организации создания и выполнения ряда общегосударственных комплексных программ по развитию сварочного производства, науки и техники в области сварки в стране. Особенно приятно отметить, что при активном содействии Георгия Александровича установились тесные научно-технические контакты МВТУ им. Н. Э. Баумана с учеными и специалистами Украины, и прежде всего плодотворное сотрудничество с Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.



Г. А. Николаев на защите диссертации (1975)

Г. А. Николаев свободно владел основными европейскими языками. Вспоминается, например, как при открытии международной конференции, посвященной юбилею Е. О. Патона, Георгий Александрович выступил на русском, английском, немецком и французском языках. Его эмоциональная речь была встречена продолжительными аплодисментами и задавала тон всей конференции. Его научные доклады на симпозиумах, съездах и конференциях воспринимались легко, отличались аргументированностью и вместе с тем простотой изложения. Он был прирожденным лектором, ученым-популяризатором науки. Несколько раз он по моей просьбе делал доклады наподобие учебных лекций специально для сотрудников Института электросварки. Эти лекции, проходившие в переполненном конференц-зале, носили оживленный характер и были, как я считаю, очень полезны для наших сотрудников.

Результаты научной и педагогической деятельности Г. А. Николаева продолжают работать на развитие сварочного дела, а основанная им школа, перешагнув рубеж веков, в наступившем XXI столетии несомненно продолжит обогащать науку о сварке и сварочное производство новыми замечательными достижениями, способствовать ускорению научно-технического прогресса.

В прошлом веке нам, представителям ведущих научно-технических школ, удалось решить многие сложные научные, инженерные и организационные задачи. Однако перед наукой, техникой и производством ставятся все новые и новые проблемы. Нам, сварщикам, предстоит осваивать космос и морские глубины, изготавливать конструкции для работы при сверхвысоких давлениях, сверхнизких и сверхвысоких температурах в вакууме и агрессивных средах, создавать и использовать новые материалы. Решать такие проблемы, безусловно, лучше сообща, обмениваясь опытом, и мнениями, объединяя усилия творческих коллективов. В этом плане исключительно полезны серьезные научные конференции, позволяющие не только подвести итоги и доложить результаты исследований и работ, но и наметить дорогу в будущее.



СВОЙСТВА НАХЛЕСТОЧНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ДУГОВОЙ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКОЙ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

И. В. ДОВБИЩЕНКО, В. С. МАШИН, В. А. ШОНИН, кандидаты техн. наук,
М. П. ПАШУЛЯ, инж. (Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние режима импульсно-дуговой точечной сварки плавящимся электродом на основные геометрические параметры швов, прочность среза ядра шва и внецентренному разрыву основного металла нахлесточных соединений тонколистовых алюминиевых сплавов АМг6 и АД33. Показано, что для снижения тепловложения в свариваемый металл и деформации верхнего листа необходимо применять максимально допустимый ток при минимальном времени сварки. Установлены оптимальные значения диаметра ядра для различных межточечных расстояний нахлесточного соединения, при которых достигается равенство усилия на срез точечного шва и на разрыв основного металла.

Ключевые слова: импульсно-дуговая точечная сварка, плавящийся электрод, алюминиевые сплавы, аргон, гелий, точечные швы, геометрические параметры, дефекты, сопрововление срезу, внецентренный разрыв, исследования

Дуговую точечную сварку алюминиевых сплавов плавящимся электродом применяют для соединения малонагруженных листов с силовыми элементами в транспортных конструкциях. Этот способ сварки можно выполнять при любых габаритных размерах соединяемых элементов как в заводских, так и монтажных условиях. Такая технология, по сравнению с дуговой точечной сваркой неплавящимся электродом, позволяет повысить производительность процесса, осуществить легирование металла шва и улучшить качество и механические характеристики сварного соединения [1–5].

Основными препятствиями для применения дуговой точечной сварки плавящимся электродом являются образование в верхней части точечного шва кратера с трещинами, порами и рыхлотами, а также отсутствие надежных сварочных автоматов с системой регулирования и управления всем циклом сварки [1–5].

Целью настоящей работы была оптимизация параметров режима точечной сварки плавящимся электродом с синергетическим управлением процессом для обеспечения качества и высоких показателей механических свойств нахлесточных соединений тонколистовых алюминиевых сплавов АМг6 и АД33. В исследованиях использовали следующие материалы: сплавы АМг6 толщиной 1,8 и 3,8 мм и АД33 толщиной 3,0 мм (ГОСТ 4784–74); сварочную проволоку СвАМг6 диаметром 1,6 мм (ГОСТ 7871–75); защитные газы — аргон высшего сорта (ГОСТ 10157–79) и гелий марки Б (ТУ 51-940–80).

Импульсно-дуговую точечную сварку плавящимся электродом (ИДТСПЭ) осуществляли от источника питания «Fronius TPS-450», предназначенного, в частности, для сварки алюминиевых сплавов точечными швами. С помощью горелки

«Fronius Pull MIG PM-502 Z», имеющей специальную насадку, обеспечивалось постоянное расстояние между соплом горелки и верхним листом нахлесточного соединения, а также прижатие верхнего листа к нижнему. При этом зазор между листами не превышал 0,8 мм. Вылет электродной проволоки (расстояние от торца мундштука до верхнего листа) находился в пределах 14...16 мм. Нахлесточные соединения листов размером 500×200 мм сваривали однорядными точечными швами с расстоянием между точками $l = 34$ мм. Величина нахлестки составляла 60 мм.

Для гарантированного проплавления нижнего листа, уменьшения выпуклости точечного шва, а также тепловложения в свариваемый металл на некоторых образцах в верхних листах высверливали отверстия диаметром 4...8 мм.

Скорость подачи проволоки $v_{п.пр}$, напряжение на дуге U_d , время сварки $\tau_{св}$ и заварки кратера $\tau_{з.кр}$ регулировали независимо друг от друга отдельными задающими устройствами. Импульсная дуга имела следующие электрические параметры: амплитуда $I_{имп} = 510...560$ А; частота $F_{имп} = 90...240$ Гц; длительность импульсов тока $\tau_{имп} = 2,5...3,5$ мс. Они устанавливались автоматическим микропроцессором источника в зависимости от скорости подачи проволоки и длины дуги на основании уравнений синергетического управления процессом плавления и переноса электродного металла [6]. Величину и форму импульсов тока фиксировали с помощью запоминающего двухлучевого осциллографа С1-55.

При ИДТСПЭ в аргоне и гелии листов из сплавов АМг6 и АД33 толщиной 1,8...3,8 мм использовали следующий режим: $I_{св} = 170...370$ А; $U_d = 21,5...31,5$ В; $\tau_{св} = 0,5...3,5$ с; $\tau_{з.кр} = 0,25$ с; $v_{п.пр} = 5,5...11,5$ м/мин.

Геометрические параметры точечного шва нахлесточного соединения (глубина проплавления $H_{пр}$, высота выпуклости наплавленного металла h_b , диаметры сварной точки D_T и ее ядра d_j в плоскости контакта листов) выявляли на поперечных макрошлифах с точностью $\pm 0,05$ мм в зависимости

ти от среднего значения сварочного тока $I_{св}$ и тепловложения в свариваемый металл $q_{св}$. Оценивали также размер усадочных раковин, количество пор и их диаметр в кратере.

Тепловложение рассчитывали по формуле

$$q_{св} = \frac{I_{св} U_{д} (\tau_{св} + \tau_{з.кр})}{1000} \text{ [кДж].}$$

Для механических испытаний сварных соединений использовали образцы шириной $b = 30$ мм и длиной 340 мм, имеющие центральное расположение точечных швов. Ширину образцов принимали равной расстоянию между точечными швами ($b = l$).

Испытания соединений на растяжение до полного их разрушения выполняли на машине УМЕ-10тм с точностью усилия $\pm 1\%$. После разрушения образцов измеряли диаметр ядра сварной точки и рассчитывали номинальные напряжения среза (сдвига) соединения $\tau_{в} = P/F_{я}$, где площадь ядра точки

$$F_{я} = \frac{\pi d_{я}^2}{4} \text{ [мм}^2\text{]},$$

и номинальные растягивающие напряжения в основном металле в зоне точечного шва

$$\sigma_{в} = P/F_{обр} \text{ [МПа]},$$

где площадь поперечного сечения образца $F_{обр} = bs$ [мм²] (здесь s — толщина листа, мм).

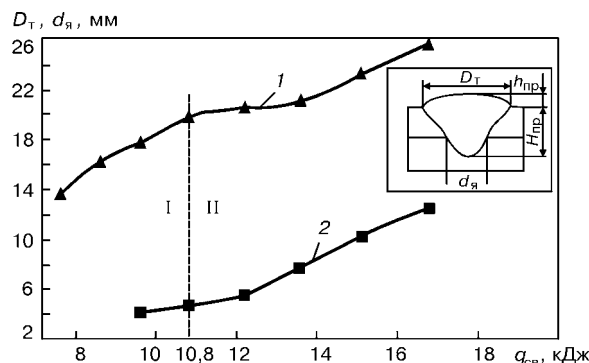


Рис. 1. Влияние тепловложения $q_{св}$ на диаметры сварной точки D_{τ} (1) и ее ядра $d_{я}$ (2) при сварке листов сплава АМг6 толщиной (1,8 + 1,8) мм в аргоне на режиме: $I_{св} = 190...330$ А; $U_{д} = 22,8...29,1$ В; $\tau_{св} = 1,5$ с; зона I — $H_{пр} < 3,6$ мм; зона II — $H_{пр} \geq 3,6$ мм

Результаты исследований показали, что в использованном диапазоне режима сварки импульсный ток обеспечивал стабильность процесса без разбрызгивания электродного металла при возбуждении дуги и заварке кратера. Частота, амплитуда и длительность импульсов тока при постоянном значении $I_{св}$ практически не влияли на геометрические параметры точечного шва. Поэтому при построении зависимостей они не учитывались, а использовались средние значения $I_{св}$, $U_{д}$, $\tau_{св}$ и $\tau_{з.кр}$.

Установлено, что при сварке в аргоне нахлесточных соединений листов сплава АМг6 толщиной (1,8 + 1,8) мм повышение тепловложения в 1,8...2,0 раза ($\tau_{св} = \text{const}$) приводит к увеличению

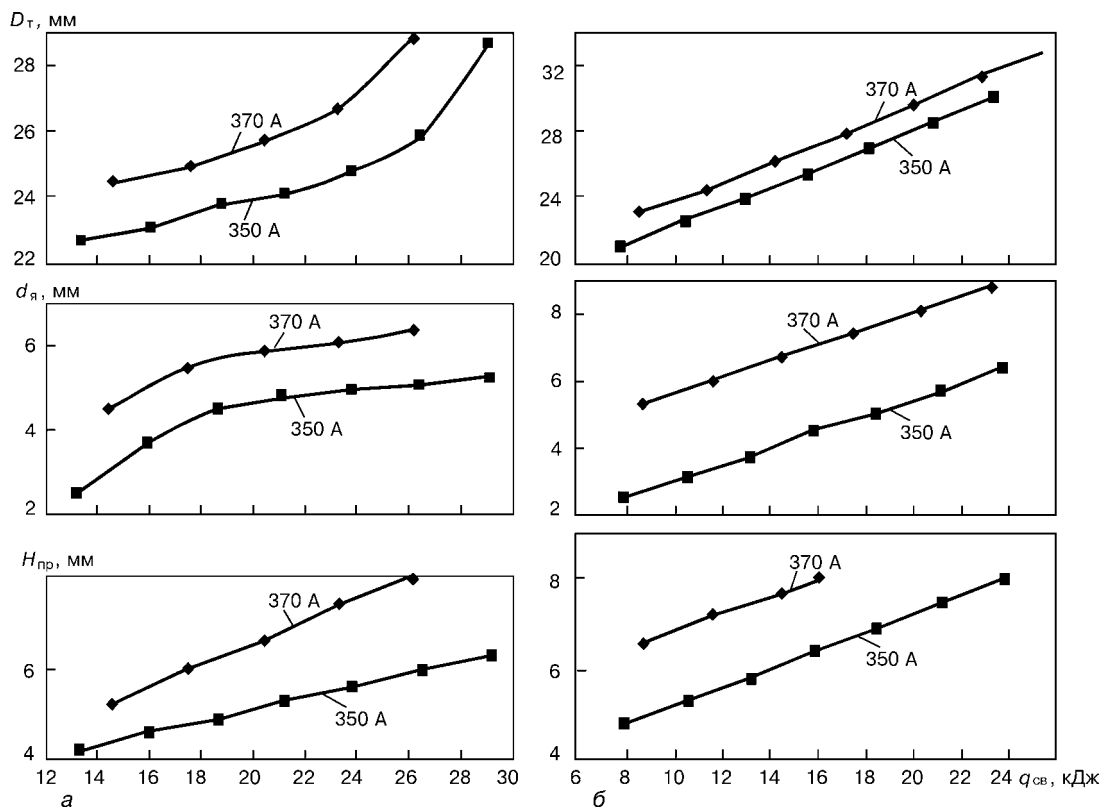


Рис. 2. Влияние тепловложения $q_{св}$ при ИДТСПЭ ($U_{д} = 30,3...31,5$ В) в аргоне (а) и гелии (б) листов сплава АМг6 толщиной (3,8 + 3,8) мм на геометрические параметры сварных точек: а — $\tau_{св} = 1,0...2,5$; б — $0,5...2,0$ с

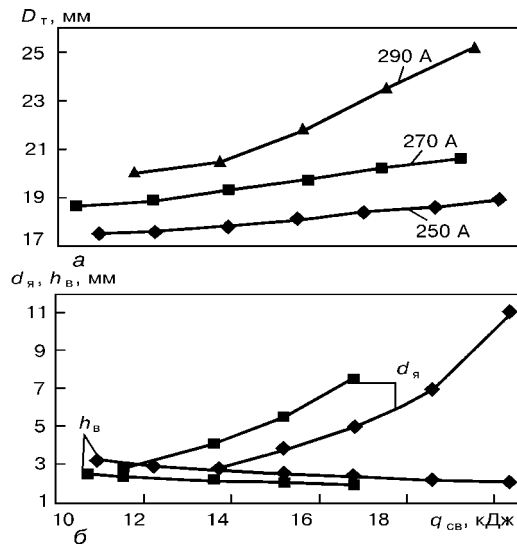


Рис. 3. Влияние тепловложения $q_{св}$ при ИДТСПЭ в аргоне листов сплава АД33 толщиной (3 + 3) мм на диаметры точки D_t (а), ее ядра $d_я$ и высоту выпуклости наплавленного металла h_a (б): а — $U_d = 24,8... 26,9$ В; $\tau_{св} = 1,0... 3,0$ с; б — $I_{св} = 230... 270$ А; $U_d = 24,8... 31,5$ В; $\tau_{св} = 1,5$ с; \blacklozenge — без отверстия; \blacksquare — диаметр отверстия составляет 4 мм

диаметров точки в 1,4 раза и ее ядра в 2,5 раза. Полное проплавление этих двух листов достигается при тепловложении, превышающем 10,8 кДж (рис. 1). Для соединений листов сплава АМг6 толщиной (3,8 + 3,8) мм при повышении тепловложения в 2 раза (при $I_{св} = 370$ А) увеличивается на 20...25 % диаметр точки, на 50...70 % диаметр ее ядра и на 50...60 % глубина проплавления (рис. 2, а). Полное проплавление двух листов достигается при $q_{св} = 26$ кДж ($I_{св} = 370$ А) и $q_{св} = 38$ кДж ($I_{св} = 350$ А). Более высокое тепловложение при меньшем токе связано с увеличением времени сварки.

При сварке листов сплава АД33 толщиной (3 + 3) мм с повышенным в 1,5...2,0 раза тепловложением на токе $I_{св} = 290... 330$ А диаметр сварной точки увеличивается в 1,2 раза (рис. 3, 4). Приблизительно одинаковая глубина проплавления нижнего листа достигается при увеличении времени сварки от 0,25 до 3,75 с (в 15 раз) и одновременном снижении сварочного тока от 350 до 250 А (рис. 5, а). Увеличение времени сварки приводит к значительному (в 2...5 раз) повышению тепловложения в свариваемый металл (рис. 5, б) и уровня деформации соединений (особенно вер-

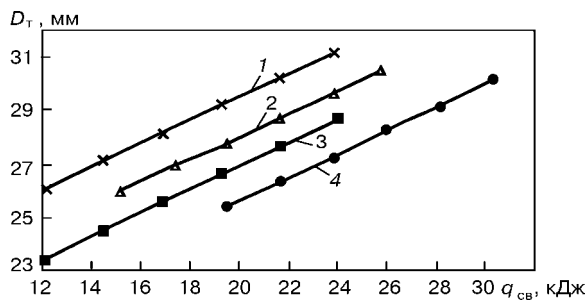


Рис. 4. Влияние защитного газа и тепловложения $q_{св}$ при ИДТСПЭ листов сплава АД33 толщиной (3 + 3) мм на диаметр точки при $U_d = 28,0... 29,2$ В и $\tau_{св} = 1,0... 3,5$ с: 1, 2 — сварка в гелии; 3, 4 — то же в аргоне; 1 — $I_{св} = 330$; 2 — 310; 3 — 330; 4 — 310 А

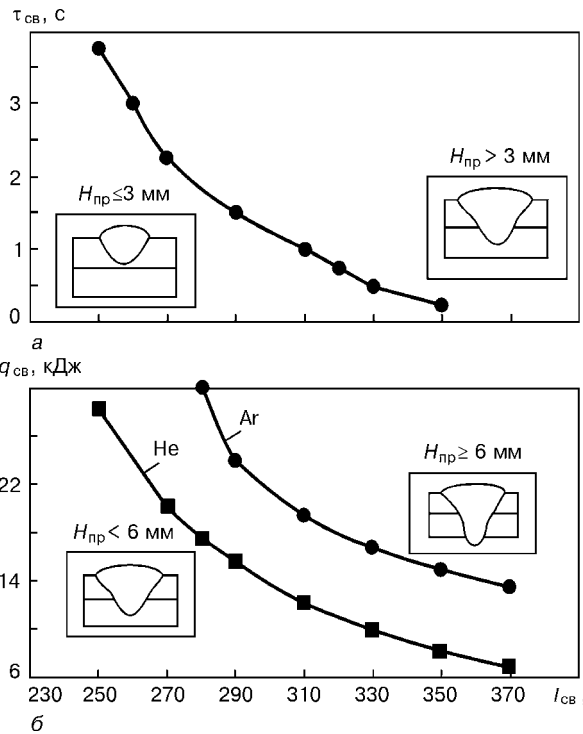


Рис. 5. Влияние сварочного тока и времени сварки (а), защитного газа и тепловложения (б) на глубину проплавления листов сплава АД33 толщиной (3 + 3) мм при ИДТСПЭ: а — $U_d = 24,8... 30,8$ В; $v_{н.пр} = 7,8... 11,5$ м/мин; б — $U_d = 24,8... 31,5$ В; $v_{н.пр} = 7,8... 11,5$ м/мин; $\tau_{св} = 0,5... 3,0$ с

хнего листа). В результате увеличивается зазор между листами (свыше 0,8 мм) и уменьшается диаметр ядра сварной точки. Поэтому ИДТСПЭ

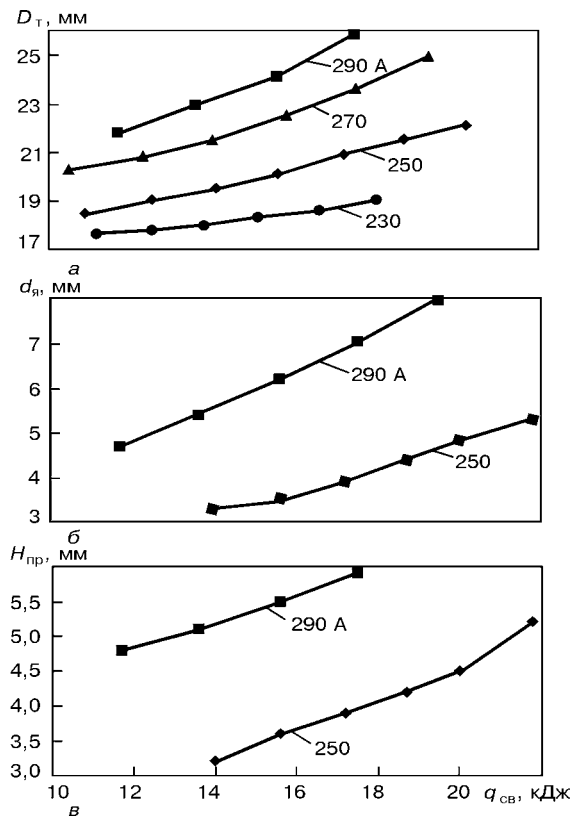


Рис. 6. Влияние тепловложения $q_{св}$ при ИДТСПЭ в гелии листов сплава АД33 толщиной (3 + 3) мм на диаметры точки D_t (а) и ее ядра $d_я$ (б), а также глубину проплавления $H_{пр}$ (в) при $U_d = 24,1... 26,9$ В и $\tau_{св} = 1... 3$ с

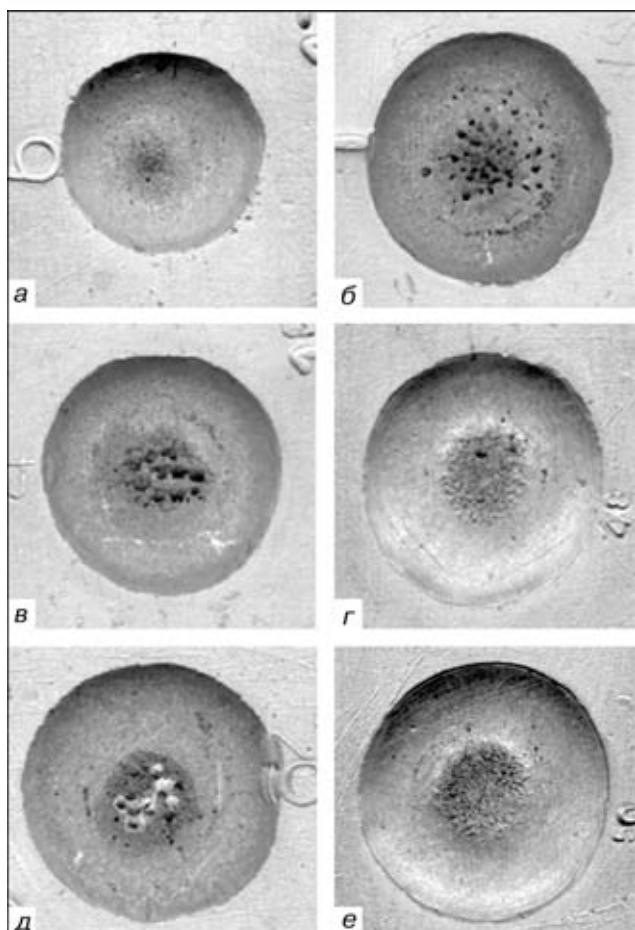


Рис. 7. Внешний вид сварных точек, полученных при различных режимах ИДТСПЭ: а-г — листы сплава АД33 толщиной (3 + 3) мм; д — то же АМГ6 (е) толщиной (3,8 + 3,8) мм; а — аргон; $\tau_{св} = 1,5$ с; $I_{св} = 270$ А; б — аргон; $\tau_{св} = 1,5$ с; $I_{св} = 370$ А; в, г — соответственно аргон и гелий; $\tau_{св} = 1,25$ с; $I_{св} = 310$ А; д, е — аргон; $\tau_{св} = 2,0$ с; $I_{св} = 290$ А

нахлесточных соединений необходимо выполнять при максимальном значении сварочного тока и минимальном времени горения дуги.

Применение гелия вместо аргона приводит к увеличению на 10...20 % диаметра сварной точки и на 20...40 % диаметра ее ядра (рис. 2, б, 4, 6).

Одинаковое проплавление сплавов в гелии независимо от их марки можно достигнуть при меньшем (в 1,5...2,0 раза) тепловложении, чем при сварке в аргоне (рис. 2, 5). Так, полное проплавление листов сплава АМГ6 толщиной (3,8 + 3,8)

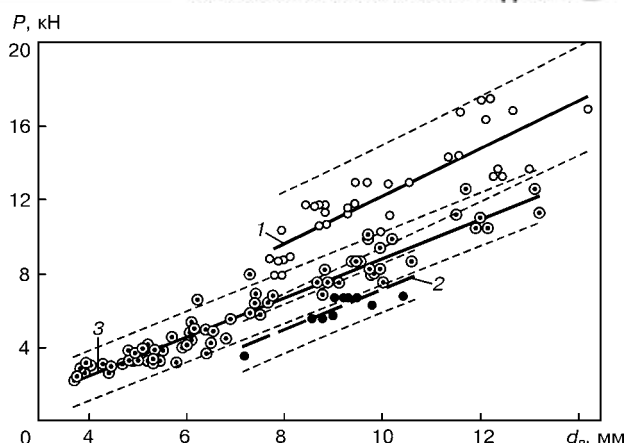


Рис. 8. Зависимость разрушающего усилия P нахлесточного соединения от диаметра ядра $d_{я}$ точки в образцах шириной 30 мм: 1, 2 — листы сплава АМГ6 соответственно толщиной 3,8 и 1,8 мм; 3 — то же АД33 толщиной 3,0 мм (точки — экспериментальные данные; штриховые линии — области рассеяния экспериментальных данных для 95%-й вероятности)

мм на токе $I_{св} = 370$ А достигается в гелии при $q_{св} = 15$ кДж, а в аргоне при $q_{св} = 26$ кДж (см. рис. 2).

В исследованных типах соединений и режимах сварки диаметр ядра точки увеличивается пропорционально диаметру выпуклости точечного шва. При сварке в аргоне на токе $I_{св} = 330$ А ($q_{св} = 10...25$ кДж) диаметр ядра точки меньше диаметра выпуклости в 5,5...6,0 раз, а при сварке в гелии — в 2,5...4,0 раза. Это позволяет по наружному диаметру точки ориентировочно определять диаметр ее ядра.

С повышением тепловложения в свариваемый металл (сплав АД33) при использовании в качестве защитного газа аргона увеличиваются не только геометрические параметры шва, но также количество и диаметр пор, сосредоточенных в центральной области кратера (рис. 7). Замена аргона на гелий приводит к увеличению значений геометрических параметров точечного шва, а также к заметному снижению размера и количества пор в швах. Их диаметр на поверхности кратера и в сечении шва не превышает соответственно 0,8 и 0,5 мм. Независимо от вида защитного газа, значений сварочного тока и времени сварки количество и размер пор в швах сплава АМГ6 ниже, чем сплава АД33 (рис. 7).

Рекомендуемые режимы ИДТСПЭ в аргоне нахлесточных соединений сплавов АД33 и АМГ6, выполненных в нижнем положении

Толщина листа сплава, мм	Диаметр проволоки, мм	$I_{св}$, А	$U_{д}$, В	$F_{нш}$, Гц	$\tau_{св}$, с	$\tau_{з.кр}$, М/мин	$v_{п.лр}$, М/мин	Диаметр отверстия, мм
2 + 2	1,2	230...240	24...25	200...210	1,2...1,4	0,1...0,2	13,0...13,2	Без отверстий
		200...210	23...24	180...190	1,1...1,3	0,1...0,2	11,4...11,6	5...6
3 + 3	1,6	320...330	28...29	200...210	1,9...2,1	0,2...0,3	10,0...10,2	Без отверстий
		300...310	27...28	180...190	1,8...2,0	0,2...0,3	9,6...9,8	6...7
4 + 4	1,6	350...360	30...31	220...230	1,9...2,1	0,2...0,3	10,8...11,2	Без отверстий
		330...340	29...30	200...210	1,8...2,0	0,2...0,3	10,2...10,6	7...8

Примечания. 1. При сварке в гелии значения $I_{св}$ и $\tau_{св}$ необходимо уменьшить соответственно на 20...30 А и 0,2...0,5 с, а при сварке в вертикальном положении — на 30...40 А и 0,1...0,2 с.
2. Режимы сварки должны корректироваться в зависимости от конструктивного расстояния между точками.



Благодаря отверстиям диаметром 4...8 мм, предварительно высверленным в верхних листах нахлесточных соединений толщиной 1,8...3,8 мм, можно увеличить на 1...3 мм диаметр ядра точки, уменьшить высоту выпуклости швов и на 20 % тепловложение в свариваемый металл (см. рис. 3). Отверстия в верхнем листе целесообразно выполнять не цилиндрической формы, а в виде усеченного конуса, благодаря чему достигается гарантированное проплавление кромок. Рекомендуемые режимы ИДТСПЭ нахлесточных соединений толщиной 2...4 мм приведены в таблице.

Испытания на растяжение сварных нахлесточных соединений показали, что разрушающие усилия при постоянной ширине образцов возрастают с увеличением диаметра ядра сварной точки и толщины листа сплава (рис. 8). Нахлесточные соединения сплава АМг6 толщиной 3,8 мм разрушаются при усилиях на 2,7...4,0 кН больше, чем сплава АД33 толщиной 3 мм с таким же диаметром ядра ($d_{я} = 8...13$ мм). Соединения с малым диаметром ядра точки разрушаются срезом ядра сварной точки без значительной деформации образцов в зоне нахлестки. С увеличением диаметра ядра сварной точки возрастает пластическая деформация образца в зоне разрушения и происходит переход от разрушения срезом ядра точки к внецентренному разрыву основного металла. Трещина зарождается в верхнем или нижнем листе по границе ядра сварной точки, а долот образца проходит из-за внецентренного разрыва основного металла или вырывания ядра точки с нижней и верхней пластины по зоне сплавления. Кратер на поверхности точечного шва, не превышающий 30...50 % высоты его выпуклости, расположен выше по-

верхности верхнего листа сплава независимо от его марки, и поэтому практически не влияет на механические свойства нахлесточных соединений. Глубина кратера швов, полученных на оптимальных режимах (см. таблицу), составляет не более 5...10 % высоты их выпуклости.

Из зависимости сопротивления срезу ядра точечного шва и разрыву основного металла от отношения площади среза к площади сечения образца $F_{я}/F_{обр}$ следует, что максимальным сопротивлением срезу $\tau_{в}$ обладают соединения с минимальными значениями диаметра ядра точки (рис. 9). Увеличение $d_{я}$ и $F_{я}/F_{обр}$ приводит к существенному снижению значений $\tau_{в}$ до значений сопротивления внецентренному разрушению основного металла $\sigma_{в}$. Равнозначность сопротивления разрушению точечного шва и основного металла ($\tau_{в} = \sigma_{в}$) характерна при $F_{я}/F_{обр} = 1$. Предельные напряжения в нахлесточных соединениях при условии $\tau_{в} = \sigma_{в}$ составляют 130 МПа в листах сплава АМг6 толщиной 3,8 мм и 110 МПа в листах сплава АД33 толщиной 3,0 мм. При межточечном расстоянии 30 мм условию равного сопротивления разрушению отвечает диаметр ядра шва 11,2 мм в листах сплава АД33 толщиной 3,0 мм и 12,2 мм в листах сплава АМг6 толщиной 3,8 мм.

На рис. 9 представлены также номинальные напряжения растяжения, действующие в основном металле при разрушении срезом ядра сварной точки и напряжения сдвига, действующие в ядре точки при разрушении внецентренным разрывом основного металла. Внецентренный разрыв образца происходит при условии, если площадь среза ядра точки превышает поперечное сечение основного металла ($F_{я}/F_{обр} > 1$). Причем увеличение площади сечения ядра точки приводит к повышению предельных напряжений внецентренного разрыва основного металла.

Если принять в качестве допустимых минимальные значения разрушающих напряжений сдвига в ядре сварной точки для условия ($F_{я} = F_{обр}$), т. е. $\pi d_{я}^2/4 = ts$, то следует, что

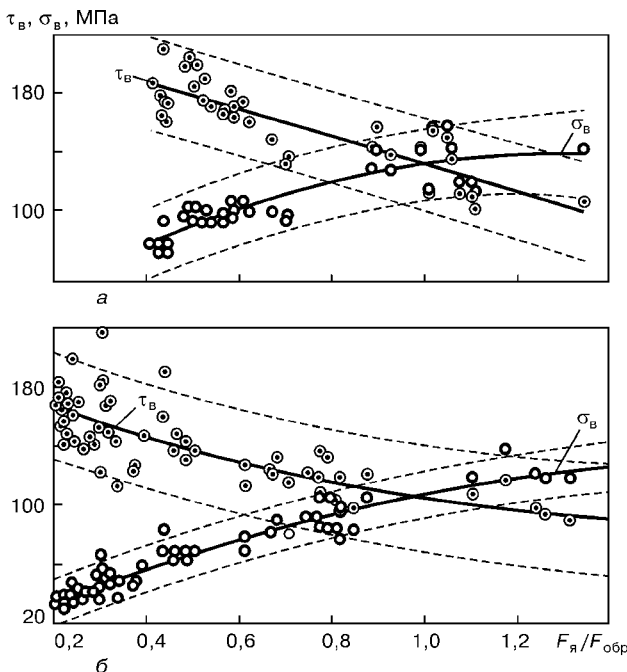


Рис. 9. Зависимость разрушающих и действующих напряжений сдвига $\tau_{в}$ и растяжения $\sigma_{в}$ от $F_{я}/F_{обр}$ в зоне соединения точечными швами образцов шириной 30 мм: а — листы сплава АМг6 толщиной 3,8 мм; б — то же АД33 толщиной 3,0 мм (остальные объяснения см. рис. 8)

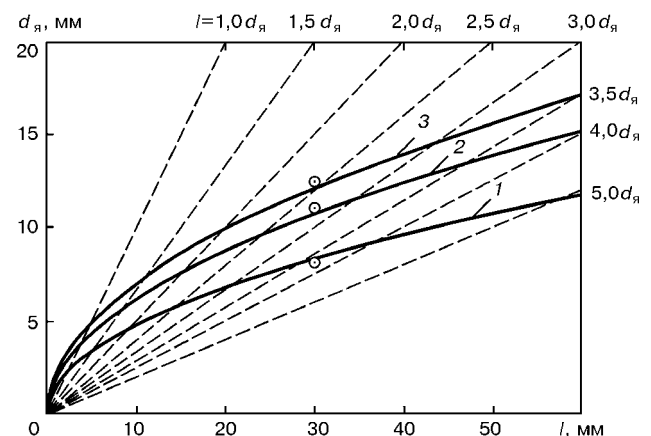


Рис. 10. Зависимость диаметра ядра точки $d_{я}$ от межточечного расстояния, рассчитанная для условий равной прочности $d_{я}$ и основного металла толщиной 1,8 (1), 3,0 (2) и 3,8 мм (3), (экспериментальные данные (точки) получены на образцах шириной 30 мм соответствующей толщины)



$$d_{\text{я}} = \sqrt{\frac{4ts}{\pi}}$$

Основываясь на условии равной прочности ядра сварной точки и основного металла рассматриваемых типов соединений, полученную зависимость можно распространить на другие межточечные расстояния и толщину соединяемых листов металла.

По условию равной прочности ядра сварной точки и основного металла характер зависимости оптимальных значений диаметра ядра точки для различных межточечных расстояний в нахлесточных соединениях листов сплавов толщиной 1,8...3,8 мм и принятых в практике отношений $l/d_{\text{я}}$ показан на рис. 10. Здесь приведены экспериментально установленные оптимальные значения диаметра ядра для межточечного расстояния, равного 30 мм, и указанной толщины металла. Пересечения кривых, характеризующих оптимальные значения $d_{\text{я}}$ и l при постоянных значениях толщины листа s , с линиями, задающими отношение $l/d_{\text{я}}$, дают значения $d_{\text{я}}$. Для конкретных значений s и принятого отношения $l/d_{\text{я}}$ можно получить только одну пару оптимальных значений $d_{\text{я}}$ и l .

Можно полагать, что характеристика прочности на срез или предельное напряжение сдвига отдельного точечного шва в однорядном нахлесточном соединении в основном зависит от диаметра ядра точки, а не от межточечного расстояния. Поскольку уменьшение диаметра ядра сварной точки способствует повышению предельного напряжения сдвига, то следует задавать минимальные значения $d_{\text{я}}$, которые можно получить для условия равной прочности ядра сварной точки и основного металла заданной толщины s только снижением отношения $l/d_{\text{я}}$.

В реальной конструкции межточечное расстояние устанавливают в широком диапазоне значений в зависимости от рекомендуемого отношения $l/d_{\text{я}}$. Однако при малых значениях $l/d_{\text{я}}$ необходимо учитывать сокращение расстояния между внешними границами точечных швов вследствие того, что при точечной сварке плавящимся электродом формируются швы с малым отношением диаметра ядра сварной точки к диаметру внешней выпуклости сварной точки $d_{\text{я}}/D_{\text{т}} < 0,5$. Если задавать однорядный многоточечный шов по внешним параметрам, например $l/D_{\text{т}} = 2,5$ (для условий $d_{\text{я}}/D_{\text{т}} = 0,5$), то действительным параметром соединения будет $l/d_{\text{я}} = 5$. При этом нарушаются условия равной прочности ядра шва и основного металла. Для увеличения разрушающего усилия

нахлесточного соединения с однорядным точечным швом при уменьшении диаметра ядра точки и сокращении межточечного расстояния необходимо увеличить отношение $d_{\text{я}}/D_{\text{т}}$ до значений, близких или равных единице, т. е. до приближения диаметра ядра к значениям, равным внешнему диаметру выпуклости точечного шва.

Дальнейшие исследования по совершенствованию технологии дуговой точечной сварки плавящимся электродом должны быть направлены на увеличение отношения $d_{\text{я}}/D_{\text{т}}$.

Выводы

1. Оптимальные значения прочности нахлесточных соединений алюминиевых сплавов, выполненных импульсно-дуговой точечной сваркой плавящимся электродом, достигаются при равенстве усилий на срез сварной точки и усилий на разрыв основного металла и определяются размером ядра сварной точки, который, в свою очередь, зависит от расстояния между швами и толщины свариваемых листов.

2. Предварительное высверливание отверстия в верхних листах соединения обеспечивает увеличение диаметра ядра точки и снижение на 15...20 % тепловложения в свариваемый металл. Замена аргона на гелий приводит к увеличению на 20...40 % диаметра ядра сварной точки и в 1,5...2,0 раза глубины проплавления металла, уменьшению количества и размера пор на поверхности и в сечении шва, а также к повышению прочности соединения. Для снижения деформаций верхних листов нахлесточных соединений рекомендуется выполнять сварку при максимально допустимых значениях тока и минимальном времени сварки.

1. *Mc Fall E. S.* Inert-gas-shielded metal-arc spot welding of aluminum // *Welding J.* — 1960. — **39**, № 12. — P. 1230–1236.
2. *Stochz R. A.* Gas metal-arc spot welding of aluminium // *Ibid.* — 1962. — **41**, № 9. — P. 815–821.
3. *Omer G.* Schutzgaspunktschweißen der hochfesten Aluminiumlegierung Al-Zn-Mg1 // *Schweißen und Schneiden.* — 1969. — **21**, № 2. — S. 64–70.
4. *Тимошенко А. П., Лозовский В. П., Новиков В. И.* Дуговая точечная сварка алюминиевых сплавов неплавящимся электродом в гелии // *Автомат. сварка.* — 1977. — № 7. — С. 69–71.
5. *Лозовский В. П., Тимошенко А. Н.* Дуговая точечная сварка тонколистовых конструкций из алюминиевых сплавов // *Актуальные проблемы сварки цветных металлов: Докл. II Всесоюз. конф.* — Киев: Наук. думка, 1985. — С. 109–112.
6. *Воропай Н. М., Илюшенко В. М., Ланкин Ю. Н.* Особенности импульсно-дуговой сварки с синергетическим управлением параметрами режимов // *Автомат. сварка.* — 1999. — № 6. — С. 26–32.

The effect on geometric parameters of the welds, shear strength of the weld nugget and resistance to off-centre rupture of base metal of the lap joints in thin-sheet aluminium alloys AMg6 and AD33 by the spot pulsed-arc metal-electrode welding parameters has been investigated. It is shown that the maximum permissible current at a minimum welding time should be used to decrease heat input to the base metal and reduce distortion of the upper sheet. Optimal values of the nugget diameter have been found for different distances between the spots in the lap joints to provide the shear load on the weld equal to the rupture load on the base metal.

Поступила в редакцию 11.03.2002,
в окончательном варианте 29.04.2002



ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ФОСФОРА В НАПЛАВОЧНЫХ МАТЕРИАЛАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА (Обзор)

И. И. РЯБЦЕВ, инж., Ю. М. КУСКОВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен анализ литературных данных о влиянии фосфора на механические и эксплуатационные свойства сталей и чугунов. Показано, что фосфор является перспективным легирующим элементом в наплавочных материалах, предназначенных для восстановления и упрочнения деталей, работающих в условиях трения металла по металлу.

Ключевые слова: сталь, чугун, легирование фосфором, фосфидные эвтектики, механические свойства, наплавочные материалы

Фосфор достаточно широко распространен в природе — на него приходится около 0,04 % общей массы земной коры. Основным сырьем для получения фосфора и его соединений служат фосфориты и апатиты. В промышленных масштабах феррофосфор и ферроманганфосфор получают в процессе доменной плавки. Эти сплавы используются в металлургии для легирования и раскисления специальных сталей и чугунов.

Данные о растворимости фосфора в железе противоречивы. Автор работы [1] утверждает, что при комнатной температуре массовая доля растворенного в железе фосфора с образованием твердого раствора замещения может достигать 1,2 %. Согласно другим источникам [2] при комнатной температуре фосфор практически не растворяется в железе, образуя фосфиды FeP , Fe_2P , Fe_3P . И только при высоких температурах массовая доля растворенного в железе фосфора может достигать 0,6 %. В работе [3] отмечается, что при кристаллизации сталей и чугунов с содержанием этого элемента 0,05...0,50 % обычно образуется тройная фосфидная эвтектика с температурой плавления 950 °С, состоящая из цементита, фосфида Fe_3P

и аустенита (феррита). При более высоком содержании фосфора, кроме тройной, может образовываться двойная фосфидная эвтектика (фосфид — феррит, фосфид — аустенит).

В настоящем обзоре представлены данные о влиянии фосфора на свойства сталей и чугунов, рассмотрены перспективы его применения в качестве легирующего элемента в наплавочных материалах.

Влияние фосфора на свойства сталей. Фосфор в небольших количествах содержится практически во всех промышленных сталях и чугунах, где почти всегда является нежелательной примесью. Он склонен к внутрикристаллической ликвации, приводящей к ухудшению пластических характеристик стали, особенно при пониженных температурах. По этой причине массовую долю этого элемента в высококачественных сплавах на основе железа ограничивают 0,03 % [4]. Тем не менее, известно [5–7], что фосфор увеличивает прочность железа и стали в большей степени, чем кремний, марганец, молибден, хром, ванадий и некоторые другие элементы (рис. 1, 2). Стали с повышенным содержанием фосфора обладают также антикоррозионными свойствами [6, 8] и довольно хорошими магнитными характеристиками [9, 10].

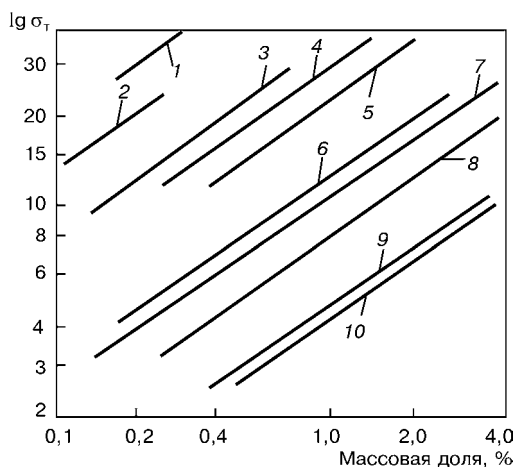


Рис. 1. Влияние содержания различных легирующих элементов на предел текучести σ_T α -железа: 1 — V; 2 — P; 3 — Cu; 4 — Si; 5 — Ti; 6 — Mn; 7 — Ni; 8 — V; 9 — Co; 10 — Cr

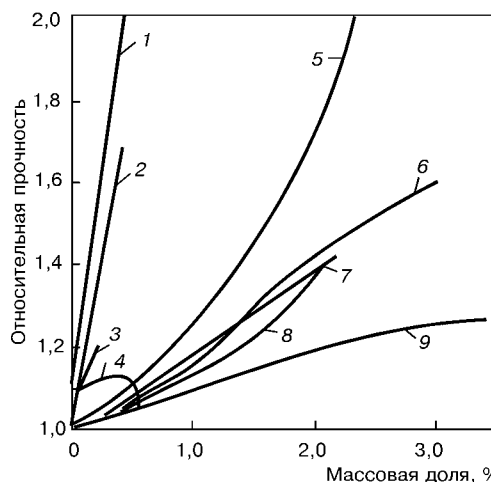


Рис. 2. Влияние содержания различных легирующих элементов на относительную прочность нормализованной стали: 1 — C; 2 — Mo; 3 — P; 4 — V; 5 — Mn; 6 — Cu; 7 — Si; 8 — Cr; 9 — Ni

© И. И. Рябцев, Ю. М. Кусков, 2003

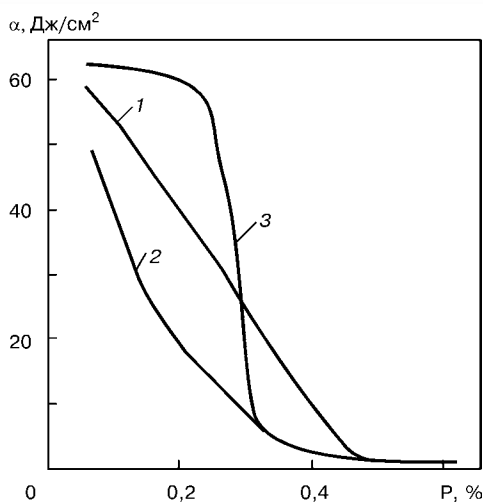


Рис. 3. Влияние содержания фосфора на ударную вязкость α стали при массовой доле углерода: 1 – 0,040...0,090; 2 – 0,12...0,18; 3 – 0,25...0,35 %

В то же время при изучении совместного влияния фосфора и углерода на ударную вязкость некоторых сталей установлено [7], что при содержании фосфора $\geq 0,3$ % этот показатель резко падает (рис. 3). Отрицательно воздействует фосфор и на температуру перехода в хрупкое состояние перлитных сталей с массовой долей углерода 0,3 %. Негативное воздействие фосфора на ударную вязкость и температуру перехода стали в хрупкое состояние может быть нейтрализовано за счет ее легирования алюминием [11, 12]. Благоприятное влияние последнего некоторые авторы [13] объясняют снижением избыточной энергии границ металлургических зерен, обогащенных фосфором.

Исследовалась возможность использования фосфора для улучшения свойств стали при повышенных температурах. Установлено [7], что введение 1,0 % фосфора в сталь, содержащую: 0,10 % С; 5,0 % Сг; 0,5 % Мо, увеличивает при повышенной температуре предел текучести и прочности при небольшой потере пластичности. В работе [14] отмечается, что при содержании фосфора 0,2 % в стали 12Х18Н9Т ее жаропрочность повышается в 5...10 раз без снижения стойкости к межкристаллитной коррозии.

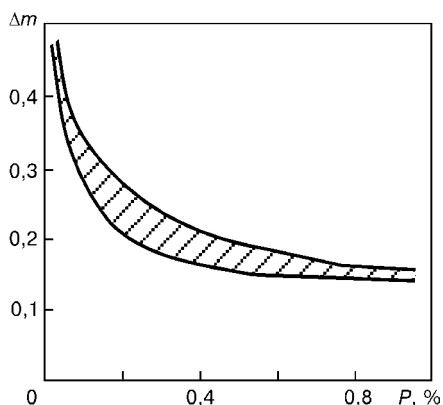


Рис. 4. Влияние содержания фосфора на относительную потерю массы Δm (заштрихованная область) при нагреве низкоуглеродистых сталей на воздухе при $T = 760$ °С

Таблица 1. Химический состав и твердость исследованных сплавов

№ сплава	Массовая доля элементов, %				Твердость сплавов HRC	
	C	Cu	S	P	литых	закаленных
1	0,19	7,92	0,42	0,34	26	20
2	0,26	7,94	0,72	0,45	28	59
3	0,70	7,94	0,72	0,48	37	26
4	0,86	8,00	0,70	0,52	32	54
5	1,03	7,76	1,36	0,60	38	54

Существует мнение, что фосфор увеличивает износостойкость и снижает коэффициент трения скольжения сплавов на основе железа [15]. Это подтверждено данными работ [16–19], в которых изучались литые сплавы на основе железа содержащие (%): меди до 10, фосфора 0,3...1,6, серы 0,42...1,36, углерода до 1,03. Показано, что в структуре сплавов системы Fe–Cu с 1,0...1,6 % фосфора и 0,3...0,8 % серы образуются эвтектические фазы, выполняющие роль твердой смазки. Триботехнические характеристики этих сплавов в условиях трения скольжения при граничной смазке находятся на уровне таковых для бронзы Бр.ОФ10-1.

Таким образом, наличие в составе сплава компонентов на базе соединений фосфора и серы должно в значительной мере снижать потери на трение.

В работе [18] представлены результаты исследований влияния углерода на структуру антифрикционных сплавов на основе железа, легированных медью, серой и фосфором, в литом и закаленном состояниях (табл. 1). Установлено, что износостойкость опытных сплавов с массовой долей углерода более 0,3 % превышает износостойкость бронзы Бр.АЖМц10-3-1.5 в 3 и более раз. Структура исследуемых сплавов изменяется от ферритно-перлитной (сплав № 1) до перлитно-карбидной (сплав № 5). Микротвердость фосфидной эвтектики изменяется от 2840 (сплав № 1) до 7840 МПа (сплав № 5). Сплавы имеют высокую износостойкость и хорошие антифрикционные свойства, которые можно варьировать в определенных пределах путем изменения состава сплавов.

Исследовано влияние фосфора на окислительную стойкость, удельное электрическое сопротивление и магнитные характеристики стали [7]. Фосфор существенно снижает окисление стали при высокотемпературном нагреве (рис. 4). Увеличение массовой доли фосфора приблизительно до 0,60 % приводит к линейному росту удельного электрического сопротивления. Дальнейшее повышение содержания фосфора практически не влияет на эту характеристику. С увеличением массовой доли фосфора меняются и магнитные свойства стали. Фосфор способствует также уменьшению коэрцитивной силы, увеличению максимальной магнитной проницаемости, но практически не влияет на остаточную индукцию.

Влияние фосфора на свойства чугунов. В состав чугунов фосфор вводят в значительно больших количествах, чем в сталь (до нескольких процен-



тов). Наличие легированной фосфидной эвтектики позволяет улучшить жидкотекучесть чугунов и получать из них качественные отливки (например, центробежные трубы, художественное литье). Фосфористые чугуны характеризуются также тем, что они обладают высокой износо-, жаро- и коррозионной стойкостью [20]. Однако низкая прочность, несмотря на хорошие антифрикционные свойства, сдерживает их применение в промышленности.

В работе [21] изучали природу хрупкости алюминиевого чугуна с фосфором, содержащего (массовая доля, %): С 2,26... 2,31; Al 1,50... 1,65; Mn 0,20... 0,26; Si 0,18... 0,21. При этом массовую долю фосфора изменяли в разных плавках в пределах 0,07... 0,36 %. Фосфидная эвтектика обнаружена во всех образцах опытных плавок, причем с повышением содержания фосфора ее распределение изменялось от отдельных равномерно распределенных включений до грубых скоплений в виде разорванной сетки по границам металлических зерен. Микрорентгеноструктурный анализ показал, что на участках матрицы, граничащих с фосфидной эвтектикой, образуется слой, насыщенный фосфором, толщина которого составляет всего 18... 20 мкм. Отличительной особенностью распределения этого элемента в алюминиевом чугуне является малый размер переходного слоя вблизи фосфидной эвтектики, что должно благоприятно влиять на показатели вязкости и пластичности чугуна. Это предположение было подтверждено результатами механических испытаний: уменьшение хрупкости под влиянием фосфора, присущее чугунам системы Fe-Si-C, в значительной степени ослабляется при частичной или полной замене в них кремния алюминием. Влияние кремния и алюминия на пластические свойства фосфористых чугунов авторы [21] объясняют следующим образом. Находящиеся в твердом растворе атомы фосфора не только слабо связаны с атомами железа и кремния, но и ослабляют силы взаимодействия атомов основного компонента между собой. Замена кремния алюминием должна сопровождаться перераспределением сил межатомных связей. При этом возможно возникновение в твердом растворе устойчивых связей типа Al-P. Их появление должно нейтрализовать отрицательное влияние фосфора на процессы взаимодействия атомов основного компонента. Таким образом, алюминий способствует качественному и количественному изменению природы и механизма влияния фосфора на хрупкость чугуна, создает благоприятные перспективы для получения новых высококачественных сплавов.

В современном машиностроении для изготовления ответственных деталей, работающих в условиях трения со смазкой, все шире применяют фосфорсодержащие (0,3... 0,4 % P) серые чугуны (ФСЧ), легированные различными элементами [22]. Структура отливок из ФСЧ должна содержать пластинчатый равномерно распределенный графит средних размеров, мелкодисперсную перлитную матрицу, замкнутую сетку мелких включений тройной фосфидной эвтектики и мелкое эвтектическое зерно [22]. Наличие тройной фосфид-

ной эвтектики, особенно в виде замкнутой или разорванной сетки, приводит к уменьшению износа и улучшению стойкости металла к задирам.

Известно [22], что фосфор, как и кремний, повышает активность углерода в сплаве железо-углерод, что приводит к графитизации чугуна. Следовательно, фосфор, подобно кремнию, должен обладать модифицирующим действием при выплавке чугуна. Применение фосфорсодержащих лигатур в качестве графитизирующего модификатора улучшает структуру ФСЧ, что, по мнению авторов [22], должно повысить износостойкость и прочностные свойства деталей, работающих в условиях трения и смазки.

В работе [23] исследовали прочность чугуна с содержанием фосфора 0,05... 0,5 %, после различной термообработки (образцы подвергали нормализации или ферритизирующему отжигу). Установлено, что при увеличении содержания фосфора до указанных пределов твердость чугуна возрастает на 20 %, а предел прочности уменьшается в 2 раза по сравнению с чугуном, не легированным фосфором. По-видимому, это связано с образованием в структуре чугуна фосфидной эвтектики.

Антифрикционные свойства и износостойкость чугуна определяли на машине трения МТ-66 [24] при скорости скольжения 1... 3 м/с и давлении до 50 кПа с ограниченной подачей смазки И-20. В качестве контртела применяли закаленную сталь 45. Легирование фосфором в пределах 0,05... 0,5 % вызывает повышение износостойкости чугуна в 5 раз при нормализации и в 2 раза при ферритизирующем отжиге по сравнению с нелегированным чугуном. Влияние фосфора на изменение коэффициента трения чугуна не обнаружено [23].

Для повышения эксплуатационных свойств колесок автоматических тормозов железнодорожного и промышленного транспорта исследовали [25] возможность модифицирования добавками 0,1... 0,5 % Се доэвтектических чугунов, содержащих (массовая доля, %): С 2,6... 3,2; Si 1,4... 1,6; Mn 0,5... 0,7; P 0,3... 3,5. С увеличением содержания фосфора пластины графита вначале утончаются, далее образуется грубопластинчатый графит, соответственно изменяется и размер, и количество эвтектических включений. При этом разветвленность дендритов возрастает, а их количество и размеры уменьшаются. При массовой доле фосфора 2,5... 3,5 % количество избыточного аустенита уменьшается, а фосфидной эвтектики — возрастает. Установлено, что небольшие добавки селена обладают эффективным модифицирующим действием. В чугунах с содержанием фосфора 2,5 % и более повышается эффективность селена как модификатора. С увеличением содержания фосфора улучшаются износостойкость и фрикционные свойства чугунов. Так, при содержании фосфора 1,4 % износостойкость и коэффициент трения чугунов на 10... 15 % меньше, чем у чугунов с 2,5 % фосфора.

Одним из наиболее перспективных путей увеличения износостойкости чугуна для тормозных устройств является его легирование фосфором в сочетании с ванадием, титаном и другими леги-



Таблица 2. Энтальпия образования карбидов некоторых металлов [28]

Карбид	ΔH_{298}^0 , кДж/(атом С)	Карбид	ΔH_{298}^0 , кДж/(атом С)
ZrC	-196,6	SiC	-71,9
Nb ₂ C	-188,2	Cr ₃ C ₂	-48,9
TiC	-183,6	Mo ₂ C	-46,0
NbC	-139,7	WC	-40,5
VC	-100,8	Fe ₃ C	-25,1
Cr ₂₃ C ₆	-98,2	Mn ₃ C	-15,0

дидлись в мелкодисперсном состоянии и упрочняли сталь так же, как и карбиды [27]. Учитывая то обстоятельство, что в наплавочных сплавах, как правило, в качестве легирующих элементов используются сильные карбидообразователи, важное значение имеет установление равновесия между карбидами и фосфидами легирующих металлов, которое зависит от их термодинамических характеристик (табл. 2, 3). Так, исходя из этих данных, карбид титана должен образовываться прежде его фосфида.

Таблица 3. Энтальпия образования фосфидов некоторых металлов [28]

Фосфид	ΔH_{298}^0 , кДж/(атом Р)	Фосфид	ΔH_{298}^0 , кДж/(атом Р)	Фосфид	ΔH_{298}^0 , кДж/(атом Р)
Zr ₂ P	-513	MoP	-192	Ni ₂ P	-162
ZrP	-426	Cr ₃ P	-252	NiP	-108
Ti ₂ P	-456	CrP	-168	Co ₂ P	-174
TiP	-265	MnP	-186	CoP	-158
Nb ₂ P	-405	Mn ₃ P	-181	Fe ₃ P	-163
NbP	-320	Mn ₂ P	-172	Fe ₂ P	-147
V ₂ P	-327	WP	-172	FeP	-119
VP	-238	W ₂ P	-171	AlP	-150
Mo ₂ P	-255	Ni ₃ P	-197	SiP	-69

Фосфор в значительной степени улучшает жидкотекучесть сплавов на основе железа, снижая их поверхностное натяжение. В работе [29] исследовали влияние фосфора на жидкотекучесть чистого железа. При температуре около 1000...1200 °С наблюдается полное растекание жидкого сплава, легированного фосфором. Таким образом, фосфор в жидком железе проявляет поверхностную активность, способствуя уменьшению поверхностного натяжения. Снижение последнего должно положительно сказываться на формировании наплавленных слоев. Лучшее формирование наплавленного металла позволяет уменьшить припуски и облегчить механическую обработку наплавленных деталей, что в конечном счете повысит экономические показатели процесса наплавки.

рующими элементами [26]. Стендовые и эксплуатационные испытания тормозных колодок из фосфористого чугуна показали, что повышенное содержание фосфора, легирующих и модифицирующих элементов положительно влияет на строение фосфидной эвтектики и структурной основы чугуна, вследствие чего износостойкость деталей повышается в 2–3 раза по сравнению с износостойкостью деталей из нелегированного чугуна.

Перспективы применения фосфора в наплавочных материалах. Анализ приведенных в настоящем обзоре литературных данных показывает, что легирование фосфором улучшает триботехнические характеристики сталей и чугунов. Это позволяет считать перспективным его применение в материалах, используемых для наплавки различных валов, осей, роликов рольгангов, катков и звеньев гусениц промышленных и сельскохозяйственных тракторов и других деталей, работающих в условиях трения металла по металлу. Некоторые исследователи полагают также, что фосфор улучшает сопротивление стали задирам [22]. Это может быть использовано при легировании материалов для наплавки штампов глубокой высадки и других деталей, работающих в аналогичных условиях.

В нелегированных сталях фосфор образует легкоплавкие хрупкие эвтектики типа FeP–Fe₃P. Фосфиды железа не отличаются высокой твердостью и термодинамической устойчивостью, поэтому предлагается связывать фосфор вместо легкоплавких и хрупких эвтектик типа FeP–Fe₃P в тугоплавкие фосфидные фазы типа Al–P, В–P или (Fe, Cr)₃P и (Fe, Mo)₃P [27]. При этом фосфидная фаза на основе железа будет находиться в термодинамическом равновесии с тройной фосфидной фазой. В зависимости от термообработки можно добиться того, чтобы эти фосфидные фазы нахо-

дились в мелкодисперсном состоянии и упрочняли сталь так же, как и карбиды [27]. Учитывая то обстоятельство, что в наплавочных сплавах, как правило, в качестве легирующих элементов используются сильные карбидообразователи, важное значение имеет установление равновесия между карбидами и фосфидами легирующих металлов, которое зависит от их термодинамических характеристик (табл. 2, 3). Так, исходя из этих данных, карбид титана должен образовываться прежде его фосфида.

При наплавке отрицательное влияние фосфора может быть нейтрализовано тем, что у наплавленной детали прочность обеспечивается основным металлом, а наплавленный слой улучшает эксплуатационные характеристики (сопротивление различным видам изнашивания, коррозии и т. п.). В наплавочных материалах фосфор предполагается использовать как легирующий элемент — его содержание может достигать нескольких процентов. Поэтому первоочередными задачами при разработке таких материалов будут: определение коэффициента перехода фосфора в наплавленный металл при различных способах дуговой наплавки, оценка сварочно-технологических свойств и формирования наплавленного металла, а также его склонности к горячим и холодным трещинам.

Выводы

1. Легирование фосфором с содержанием до 0,6 % увеличивает прочность стали. Одновременно с повышением содержания фосфора ухудшаются ее пластические характеристики: ударная вязкость, относительное удлинение и сужение.
2. Фосфор увеличивает износостойкость и снижает коэффициент трения сплавов на основе железа. В структуре таких сплавов, легированных фосфором и серой с массовой долей соответственно 1,0...1,6 и 0,3...0,8 %, образуются эвтектики, которые могут выполнять роль твердой смазки.
3. Повышенная износостойкость наплавочных сплавов, легированных фосфором, может быть достигнута путем формирования в структуре ком-



пактных фосфидов легирующих элементов (в первую очередь, молибдена, ниобия, титана, циркония), образование которых термодинамически более вероятно. Лучшие результаты по износостойкости при расположении фосфидной эвтектики по границам зерен могут быть получены при ее формировании в виде тонкой замкнутой или разорванной сетки.

4. Введение в низколегированные наплавочные сплавы даже небольших количеств фосфора должно оказывать положительное влияние на формирование наплавленных слоев, что связано со снижением поверхностного натяжения расплавленного металла.

5. Использование фосфора в качестве легирующего элемента позволит создать новый класс низколегированных износостойких наплавочных материалов для наплавки изделий, работающих в условиях трения металла по металлу.

Авторы выражают благодарность канд. техн. наук **В. Б. Черногоренко** (ИПМ НАН Украины) за помощь в подборе литературы и полезные советы при написании настоящего обзора.

1. *Дорошек С. И.* Влияние фосфора на структурные превращения и свойства низколегированной электротехнической стали // Физика металлов и металловедение. — 1959. — 8, № 5. — С. 770–776.
2. *Гудремон Э.* Специальные стали. — М.: Металлургия, 1966. — Т. 2. — 1638 с.
3. *Энциклопедия неорганических материалов.* — Киев: Гл. ред. Укр. сов. энцикл., 1977. — Т. 2. — 813 с.
4. *Мучник С. В.* Химия и технология фосфорсодержащих сплавов. Фосфорсодержащие сплавы // Химия и технология фосфидов и фосфорсодержащих сплавов. — Киев: Ин-т проблем материаловедения АН УССР, 1979. — С. 15–20.
5. *Stitzig W. A., Sober R. J.* Effect of phosphorus on the mechanical properties of hot-rolled 0.1...1.0 Mn steel strip // Met. Trans. — 1977. — 8, № 10. — P. 1585–1590.
6. *Пат. 48-9689* Япония. Содержащая фосфор высокомарганцевая сталь для клапанов / К. Кусака, Т. Фукасе. — Опубл. 27.03.73.
7. *Spretiniak J. W.* Phosphorus in metallurgy. Phosphorus and its compounds. Vol. 2: Technology, biological functions and application / Ed. R. John van Wazer. — Interscience publ., 1961. — P. 1823–1855.
8. *Гуляев А. П., Пулкова В. М.* Влияние фосфора на коррозионные свойства нержавеющей сталей // Коррозионностойкие металлические конструкционные материалы и их применение. — М.: Машиностроение, 1974. — С. 49–52.
9. *Schubert H.* Neue Dauermagnetwerkstoffe // Int. J. Magn. — 1973. — № 1–3. — S. 215–222.
10. *Заявка 2539582* ФРГ. Износостойкие сплавы с высокой магнитной проницаемостью / К. Такаянаги, А. Негиси. — Опубл. 07.04.77.
11. *Кейз С. Л., Ван-Горн К. Р.* Алюминий в чугунах и сталях. — М.: Металлургиздат, 1959. — 220 с.
12. *Свечников В. Н., Труш И. Х.* Влияние азота на механические свойства среднеуглеродистой фосфористой стали // Изв. вузов. Черн. металлургия. — 1958. — № 12. — С. 81–88.
13. *Грдина Ю. В., Гликман Е. Э.* О механизме влияния алюминия и фосфора на склонность к хрупкому разрушению высокофосфористой стали // Там же. — 1964. — № 12. — С. 106–111.
14. *Медовар Б. И., Пинчук Н. И., Пузрин Л. Г.* Влияние фосфора на длительную прочность сварных швов стали X18H9T // Металловедение и терм. обработка металлов. — 1962. — № 8. — С. 24–25.
15. *Бакфарт Ф. Г., Даниел С. Г.* Новое о смазочных материалах // Сб. докл. междунар. конф. по смазочным материалам, Вашингтон, 1964. — М.: Химия, 1967. — 651 с.
16. *Марковский Е. А., Качко Н. А., Машинецкий Н. Я.* Формирование поверхностной структуры сплавов системы Fe–Cu, легированной серой и фосфором // Процессы литья. — 1993. — № 4. — С. 15–18.
17. *Качко М. О., Марковский Е. А., Ильченко В. Д.* Антифрикционные сплавы железа с фазами твердого мастила // Металлознавство та оброб. металів. — 1998. — № 3. — С. 17–21.
18. *Влияние состава и структуры антифрикционного сплава железа на его износостойкость* / Е. А. Марковский, В. Д. Ильченко, Л. И. Бутенко, Н. А. Качко // Процессы литья. — 1999. — № 2. — С. 60–64.
19. *Литейные свойства антифрикционных сплавов в зависимости от количества основных легирующих элементов сплава* / В. Д. Ильченко, Е. А. Марковский, Л. И. Бутенко, Н. А. Качко // Там же. — № 4. — С. 62–66.
20. *Бобро Ю. Г., Савчук С. А.* Синтегал — новый конструкционный чугун из группы Fe–Al–C-сплавов // Литейные сплавы. — Киев: Наук. думка, 1973. — С. 77–78.
21. *Бобро Ю. Г., Савчук С. А., Шаркин О. П.* Природа хрупкости алюминиевого чугуна с фосфором // Литейное пр-во. — 1971. — № 10. — С. 32–34.
22. *Сыроковашев А. В., Бауман Б. В.* Модифицирование серых фосфористых чугунов, работающих в условиях трения // Там же. — 2000. — № 9. — С. 16–17.
23. *Антифрикционные свойства и износостойкость модифицированного чугуна, легированного ферроманганосилицидом и феррофосфором* / В. Д. Краля, В. В. Пушкарев, А. И. Матвиенко и др. // Химия и технология фосфидов и фосфорсодержащих сплавов. — Киев: Ин-т проблем материаловедения АН УССР, 1979. — С. 53–56.
24. *Словарь-справочник по трению, износу и смазке деталей машин.* — Киев: Наук. думка, 1979. — 188 с.
25. *Модифицированные высокофосфористые чугуны* / В. П. Есаулов, А. И. Яценко, Г. Е. Белай и др. // Литейное пр-во. — 1977. — № 6. — С. 8–10.
26. *Куняев А. М., Сухариков Ю. И., Левитов Б. Л.* Перспективы получения и применения высокофосфористых комплексных сплавов, содержащих легирующие металлы // Химия и технология фосфидов и фосфорсодержащих сплавов. — Киев: Ин-т проблем материаловедения АН УССР, 1979. — С. 32–33.
27. *Черногоренко В. Б.* Пути развития работ по получению, исследованию и применению фосфидов и фосфорсодержащих сплавов // Там же. — С. 5–15.
28. *Черногоренко В. Б., Ершов Г. Г., Гаврилюк Г. В.* Уменьшение вредного воздействия фосфора в железоуглеродистых сплавах путем легирования // Металлы. — 1998. — № 2. — С. 6–10.
29. *Самсонов Г. В., Панасюк А. Д., Боровикова М. С.* Влияние фосфора на адгезию жидких металлов к тугоплавким соединениям // Получение, свойства и применение фосфидов. — Киев: Наук. думка, 1977. — С. 63–66.

Analysis of literature data on the effect of phosphorus on mechanical and service properties of steels and cast irons has been conducted. It is shown that phosphorus is a candidate alloying element for surfacing consumables intended for repair and hardening of parts operating under metal against metal friction conditions.

Поступила в редакцию 18.02.2002



ВЫБОР ОПТИМАЛЬНЫХ СХЕМ ВЗРЫВНОГО НАГРУЖЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НА ОСНОВЕ ОЦЕНКИ ТВЕРДОСТИ

В. А. ТИТОВ, канд. техн. наук, **Ю. И. ФАДЕЕНКО**, канд. физ.-мат. наук, **В. Г. ПЕТУШКОВ**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований влияния обработки сварных соединений взрывом удлинённых зарядов на распределение остаточных напряжений. Получены формулы, которые связывают параметры полей остаточных напряжений в обработанных взрывом сварных соединений с параметрами, характеризующими режим обработки взрывом.

Ключевые слова: сварные соединения, обработка взрывом, остаточные напряжения, расчет параметров, заряд, взрывчатые вещества

Обработка взрывом (ОВ) благодаря своей мобильности и низкой себестоимости является одним из наиболее перспективных способов повышения сопротивления усталости стальных деталей и сварных металлоконструкций [1–4]. Физической основой указанного вида обработки, осуществляемого с целью повышения сопротивления различным видам разрушений, является образование напряженно-деформированного следа (НДС) при локальном высокоскоростном деформировании металла в момент прохождения в нем ударной волны [5–7]. Для металла в зоне НДС характерны повышенная, в сравнении с основным металлом, твердость (взрывное упрочнение или наклеп) и наличие в поверхностном слое металла двухосных остаточных напряжений (ОН) сжатия, препятствующих распространению трещин, которые обычно зарождаются на поверхности изделий. Структура, интенсивность и размеры НДС зависят от типа взрывчатого вещества (ВВ) и его геометрических особенностей, а также от прочностных характеристик обрабатываемого металла [7, 8]. Разнообразие ВВ, выпускаемых промышленностью, позволило авторам работ [1, 2, 4, 9–11] исследовать влияние ОВ на циклическую прочность сварных соединений различных типов, изменяя в широких пределах интенсивность и геометрию взрывного нагружения. При этом получены как положительные, так и отрицательные результаты. Однако на их базе до сих пор не создана общая теория, объясняющая механизм повышения сопротивления усталости сварных соединений ОВ. Одна из причин этого — недостаточная изученность зависимости структуры и параметров НДС от прочностных свойств металла и характеристик заряда ВВ. В свою очередь, малоизученность этого вопроса объясняется громоздкостью аналитических методов исследования даже простейших задач формирования НДС [12] и значительными трудозатратами, необходимыми для выявления искомых экспериментальных закономерностей. Последнее можно

объяснить исходя из изложенных ниже соображений.

Рассмотрим случай обработки бесконечно протяженной металлической пластины через инертную прокладку удлинённым цилиндрическим зарядом радиусом r_0 и охарактеризуем режим обработки следующими параметрами: плотность ВВ ρ_0 , прокладки ρ_1 и металла пластины ρ_2 , скорость D и давление p детонации, скорость звука в продуктах детонации c_0 , прокладке c_1 и пластине c_2 , толщина заряда δ_0 , прокладки δ_1 и пластины δ_2 , предел текучести металла σ_T и модуль его деформационного упрочнения M . Пусть x и z — координаты элемента пластины, в котором требуется определить компоненты поля ОН $F_{1,2}$. Тогда, исходя из теории подобия и размерностей, искомые зависимости должны иметь следующий вид:

$$F_{1,2}(x, z) = f_{1,2}(x/\delta_2; z/\delta_2; p/\rho_0 D^2; \rho_0 c_0/\rho_1 c_2; \rho_1 c_1/\rho_2 c_2; \delta_0/\delta_1; \delta_1/\delta_2; p/\sigma_T; M/\sigma_T). \quad (1)$$

Причем в этом простейшем случае еще не учтены наличие оболочки у шнурового заряда, обычное для практики применение заряда, составленного из нескольких отрезков детонирующих шнуров, и условия контакта обрабатываемой пластины с массивной опорой. Определение распределения ОН по толщине пластины производится, например, с использованием метода Н. Н. Давиденкова путем пологого сравнения металла, в процессе которого ОН изменяются. Затем полученные данные подвергаются пересчету по специальной программе. Из отмеченного выше ясно, что экспериментальные измерения полного поля ОН являются процедурой весьма трудоемкой, малоприменимой для систематического использования в рутинной практике оптимизации технологических режимов взрывной обработки. Поэтому практическую методику оптимизации приходится строить на упрощенных приемах. В частности, исходя из опыта, при обработке экспериментальных данных пренебрегают некоторыми из безразмерных параметров правой части (1) и характеризуют удлинённый сосредоточенный заряд только погонной массой ВВ μ , удельной калорийностью (теплотой взрыва) Q или погонной энергией взрыва $E = \mu Q$. Но

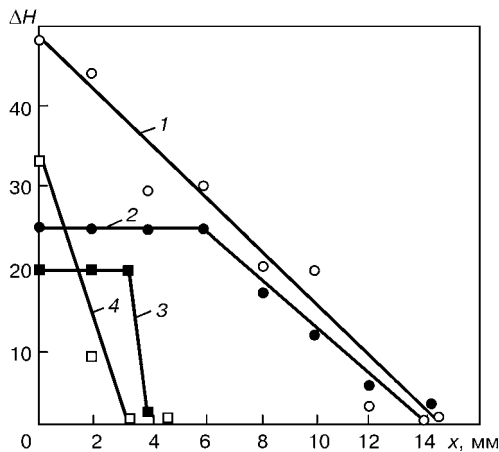


Рис. 1. Распределение приращений твердости ΔH в НДС в поперечном относительно оси заряда направлении на глубине 0,5 мм после ОВ шнуровым зарядом: 1, 2 — высокопрочная ($\sigma_T = 1000$ МПа); 3, 4 — низколегированная сталь 09Г2С ($\sigma_T = 360$ МПа); светлые значки — контактный заряд; темные — с использованием демфирующей прокладки

наиболее эффективным из упрощающих приемов является использование определенного сходства полей ОН и полей приращения твердости (взрывного наклепа).

Конечно, в общем случае между этими двумя полями нет точного соответствия, так как наклеп определяется полной пластической деформацией и давлением, при котором она осуществлялась. Причем поле наклепа, в отличие от поля ОН, не выходит за пределы зоны заметных остаточных пластических деформаций. В то же время структура поля ОН определяется градиентами остаточных (а не полных) пластических деформаций. Это поле может простираться далеко за пределы области упругих деформаций. Но, как показала многолетняя практика, в большинстве случаев два главных параметра поля ОН — толщина поверхностного слоя сжимающих напряжений и амплитуда ОН в нем — изменяются при варьировании режима обработки аналогично толщине наклепанного слоя и амплитуде поля наклепа. Таким образом, трудоемкая процедура измерения эпюр ОН на первом

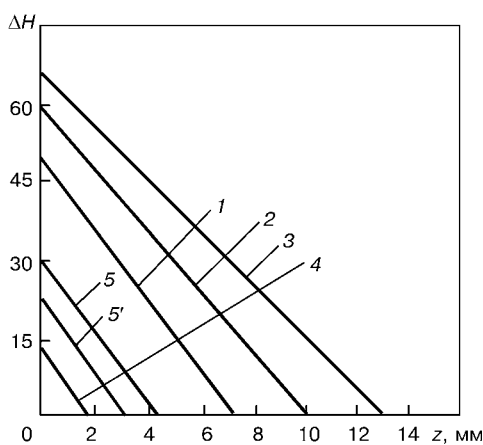


Рис. 2. Распределение приращений твердости ΔH по толщине образца из стали 09Г2С после ОВ по различным схемам: 1 — один контактный шнуровой заряд; 2 — то же с «забивкой» плотностью 3,7 г/см³; 3 — с использованием кумулятивного эффекта; 4 — с воздушной прослойкой; 5, 5' — с прокладками разной толщины

этапе оптимизации технологии может быть заменена простым и быстрым измерением распределения твердости в зоне наклепа. В связи с этим возникает практически важная задача установления общих закономерностей, связывающих параметры поля наклепа с параметрами режима ОВ, что и является целью настоящего исследования.

Методика проведения исследований. Для исследований были выбраны стали с низкой ($\sigma_T = 250$ МПа; $\sigma_B = 420$ МПа), повышенной ($\sigma_T = 350$ МПа; $\sigma_B = 500$ МПа) и высокой ($\sigma_T = 1000$ МПа; $\sigma_T = 1100$ МПа) прочностью.

Анализ характера деформирования металла при ОВ проводили путем замеров твердости в составных образцах по методике, изложенной в [13]. Измерение ОН проводили при помощи магнитоупругой тензометрии по методике, подробно изложенной в работе [14].

Пластичность металла исследовали при помощи испытаний на критическое раскрытие трещины δ_c на разрывной машине 2054-Р5 на образцах с выращенными усталостными трещинами длиной 3 мм.

Исследования оценки выносливости сварных соединений проводили на динамическом пульсаторе ЦДМ-200 ПУ с частотой испытаний 7 Гц. В качестве ВВ были использованы стандартные шнуровые и тонкие пластичные полосовые заряды ВВ на основе гексогена.

Обработка шнуровыми зарядами. Установка заряда ВВ непосредственно на металл приводит к образованию зоны наклепа, имеющей ярко выраженную максимальную твердость под осью заряда (рис. 1). При удалении от этой зоны по ее ширине и глубине наблюдается резкое снижение упрочнения до исходного состояния (рис. 1, 2). При этом абсолютные размеры деформированной зоны определяются прочностными свойствами стали, в частности, отношением предела прочности к пределу текучести $k = \sigma_B / \sigma_T$ и погонной массой заряда m . Компонент ОН в поверхностном слое стали толщиной около 1 мм в поперечном отношении оси заряда направлении x ($\sigma_{ОН}$) является сжимающим. При этом размеры поверхностной зоны сжимающих ОН близки к размерам наклепанной зоны (рис. 3 и 4). Во всех случаях на обрабатываемой поверхности стального образца наблюдались остаточные вмятины, покрытые сеткой царапин. Достижимое в этом случае упрочнение металла является следствием увеличения плотности дислокаций и двойников. Конкретные данные о соотношении вкладов этих двух механизмов деформирования и упрочнения известны только для низкопрочных сталей. Согласно данным [15], в интересующем нас технологическом диапазоне максимальных значений давлений нагружения 1...14 ГПа стали 20 по мере увеличения давления скольжение дислокаций постепенно сменяется двойникованием.

При этом приращение предела текучести выражается через плотность дислокаций N и двойников β соотношением типа

$$\Delta\sigma_T = a_1\beta^{1/2} + a_2N^{1/2}, \quad (2)$$

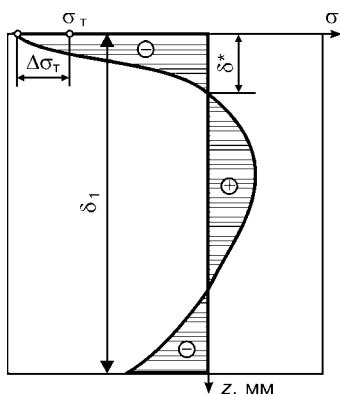


Рис. 3. Схема распределения ОН в НДС по толщине металла: δ^* — толщина поверхностного слоя сжимающих напряжений

где a_1, a_2 — некоторые постоянные величины, а приращение предела текучести пропорционально максимальному давлению нагружения (поле наклепа практически совпадает с полем максимальных давлений нагружения).

С учетом того, что обрабатываемые взрывом сварные конструкции эксплуатируются при различных климатических температурах, было исследовано влияние взрывного наклепа при рассматриваемой схеме взрывного нагружения на пластические свойства стали. Для этого выбрали сталь повышенной прочности, для которой характерно большое скачкообразное уменьшение сопротивления разрушению при переходе от вязкого разрушения к хрупкому.

Результаты исследований, представленные на рис. 5, свидетельствуют об отрицательном влиянии взрывного наклепа на пластичность стали в широком диапазоне температур испытаний. Подтверждением этому служат данные работы [9], в которой сообщается, что при усталостных испытаниях сварных соединений крестового типа из аналогичной стали наблюдалось снижение долговечности после обработки взрывом по рассматриваемой схеме. Отрицательное влияние на сопротивление усталости сварных соединений оказывает также наличие сетки царапин на обрабатываемой поверхности, особенно в случае сварных соединений из сталей с повышенной чувствительностью к концентрации напряжений.

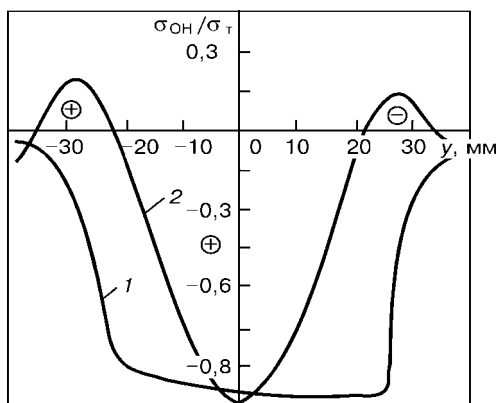


Рис. 4. Распределение ОН в поверхностном слое металла толщиной около 0,5 мм после ОВ вдоль (1) и поперек (2) шва: y — расстояние от оси шва

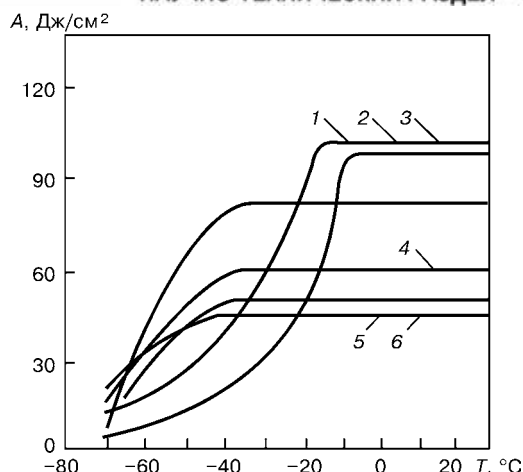


Рис. 5. Работа разрушения образцов А с острым надрезом: 1 — исходное состояние; 2-6 — модификации ОВ

Разрушение сварных конструкций, испытывающих переменные нагрузки, носит локальный характер. Оно практически всегда происходит в зоне перехода от шва к основному металлу — в месте наибольшей концентрации напряжений от внешней нагрузки. Размер этой зоны определяется радиусом перехода от шва к основному металлу и находится в диапазоне от 0,01 (стыковые соединения) до 0,10 мм (приварка к основному металлу различных конструктивных элементов). Учитывая большие значения градиентов твердости и ОН в НДС по его ширине (см. рис. 1 и 4), а также то, что вследствие геометрических особенностей сварных соединений ось шнурового заряда практически невозможно совместить с зоной предполагаемого разрушения, ОВ по рассмотренной схеме не может быть воспроизводимой в достаточной степени.

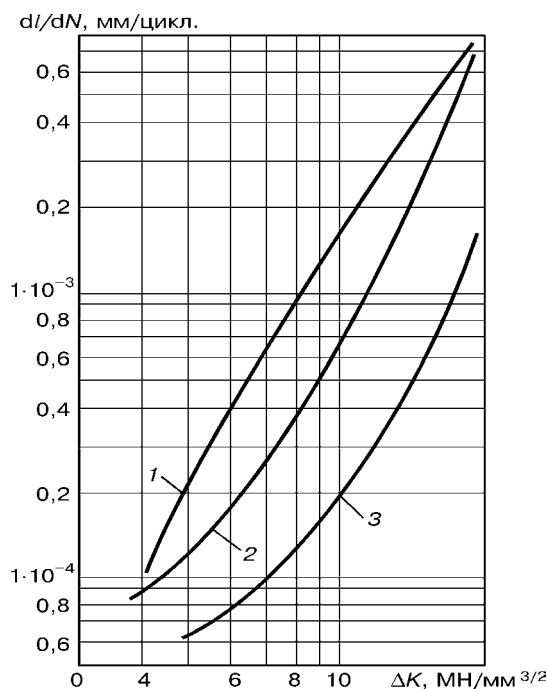


Рис. 6. Зависимость скорости усталостной трещины dl/dN от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK для образцов с острым надрезом: 1 — в исходном состоянии; 2 — после односторонней ОВ полосовым зарядом ВВ; 3 — то же полуторакратным зарядом; l — длина усталостной трещины; N — количество циклов нагружения

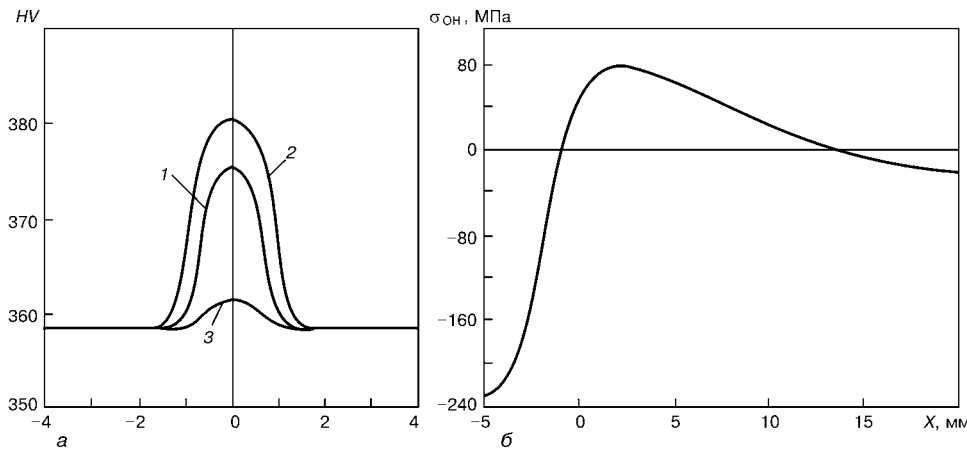


Рис. 7. Распределение твердости (а) и ОН (б) в поверхностных слоях образцов из высокопрочной стали после ОВ плоского линейного заряда высокобризантного ВВ толщиной 1,5 мм и шириной 10 мм на глубине 2,5 (1), 1,0 (2), 3,5 мм (3): X — расстояние от края заряда

Учитывая отмеченные недостатки различных схем ОВ, при которых происходит непосредственный контакт ВВ и металла, в серии экспериментов между обрабатываемой поверхностью сварного соединения и шнуровым зарядом ВВ устанавливали демпфирующие прокладки из инертного материала. При наличии прокладки характер упрочнения меняется, эпюры твердости (см. рис. 1) принимают П-образную форму с широким плато максимальных значений, что обеспечивает хорошую воспроизводимость результатов ОВ при возможном смещении оси заряда от предполагаемой зоны разрушения. Эпюры ОН в поверхностном слое практически повторяют эпюры распределения твердости (см. рис. 1 и 4). Это совпадение, неоднократно наблюдавшееся и при других вариантах ОВ, является основанием для использования описанного выше способа предварительного подбора оптимальных режимов обработки.

На рис. 1, 2 показано изменение эпюры твердости в стали повышенной прочности после ОВ в зависимости от толщины демпфирующей прокладки. Пластические свойства стали при таких схемах ОВ остаются приемлемыми для решаемых задач (см. рис. 5). На рис. 6 приведены результаты усталостных испытаний образцов больших размеров из низколегированной стали 15ХСНД толщиной 16 мм после ОВ по специальной схеме. Во всех случаях были получены положительные результаты, при этом долговечность сварных соединений на стадии развития трещины повышалась в 5...10 и более раз, а пределы выносливости — примерно вдвое по сравнению с исходным состоянием.

Упрочнение полосовыми зарядами. Результаты, полученные при использовании полосовых зарядов, отличаются от шнуровых. Упрочнение сталей низкой и повышенной прочности полосовыми зарядами ВВ, в отличие от шнуровых, приводит к образованию в металле равномерно наклепанных под всей площадью заряда зон, размеры которых определяются прочностью стали. На обрабатываемой поверхности наблюдаются остаточные деформации. При ОВ высокопрочных сталей, у которых отношение $k = \sigma_b / \sigma_T$ приближается к единице, геометрия упрочненной зоны принципиально изменяется. Упрочнение при этом происходит только на краях заряда (рис. 7), где поле пластических

смещений в металле подобно полю массовых скоростей при взрыве полосового накладного заряда на поверхности жидкости или грунта (см., например, [16]). Для объяснения причин аномального распределения наклепа можно выдвинуть два предположения. Во-первых, на краях плоского заряда возникают заметные остаточные деформации, которые отсутствуют под центральной частью заряда. Возможно, это происходит из-за того, что степень наклепа каким-то образом связана с остаточными деформациями. Во-вторых, что более вероятно, это явление объясняется зависимостью механизмов размножения двойников и дислокаций от гидростатического давления (увеличение относительной роли дислокационного деформирования по сравнению с двойникованием в зоне пониженного давления у свободной поверхности, а именно, в краевой зоне).

Результаты усталостных испытаний сварных соединений из сталей низкой и повышенной прочности свидетельствуют об эффективности применения полосовых зарядов для повышения их сопротивления усталостному разрушению. При этом, как и в случае шнуровых зарядов, целесообразно использование демпфирующих прокладок, предотвращающих охрупчивание наклепанного металла. При ОВ сварных соединений из высокопрочных сталей со значением k , близким к единице, установка полосовых зарядов, устанавливаемых таким образом, чтобы зона предполагаемого разрушения находилась под серединой, неэффективна. Можно предположить, что положительный результат в этом случае будет получен, если полосовой заряд расположить так, чтобы его край находился строго над линией сплавления. Тем самым обеспечивается остаточное деформирование металла в этом месте.

Закономерности формирования зоны наклепа.

Конфигурация ударно-волновых течений в нагруженном взрывом твердом теле весьма сложная. Об этом можно судить по рис. 8 [18], где показана структура ударных волн в металле, нагруженном по схеме, анализируемой в настоящей работе. Полученные результаты показали, что при отработке на оптимальных технологических режимах первую, наиболее трудоемкую, часть экспериментов можно выполнять, не измеряя наводимые обработкой ОН, а ограничиваясь лишь измерением твердости. Даль-

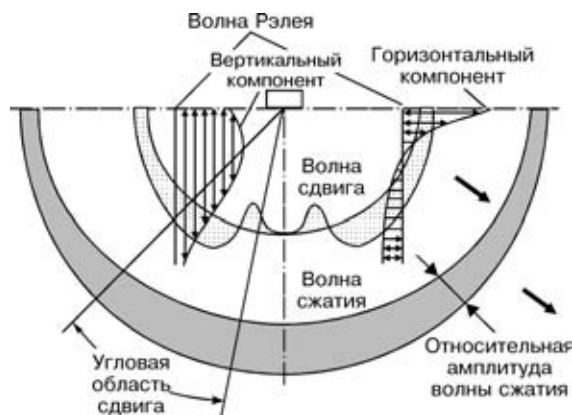


Рис. 8. Структура ударных волн в твердом теле, нагруженном узким полосовым зарядом ВВ

нейшего упрощения можно добиться, установив закономерности, связывающие размеры зоны наклепа с параметрами режима обработки. Действительно, в процессе отработки на оптимальных режимах достаточно знать два параметра поля наклепа — ширину полосы постоянной твердости $l_{п.т}$ и глубину наклепанной зоны l на этой площадке. Первая из этих величин определяется непосредственными измерениями твердости на обработанной поверхности. Для измерения второй требуется значительное время, расходуемое на изготовление образцов. В настоящей работе изучались феноменологические зависимости, связывающие приращение предела текучести в поверхностном слое обрабатываемой стали (однозначно связанное с приращением твердости) и значений $l_{п.т}$ и l с параметрами шнурового заряда и демпфирующей прокладки, что позволяет значительно ускорить поиск оптимальных режимов обработки.

Для выявления этих зависимостей была проведена серия испытаний, в каждой из которых варьировался только один из параметров, характеризующих свойства шнурового заряда и прокладки, все другие параметры оставались неизменными. Обработка полученных результатов позволила установить общий вид зависимостей, которые связывают искомые параметры — $l_{п.т}$ и максимальное приращение предела текучести (или твердости) на поверхности металла — с безразмерными параметрами, характеризующими режим обработки:

$$l = A_1 \left(\frac{E}{\sigma_d} \right)^{1/2}, \quad (3)$$

$$l_{п.т} = l \left[1 + A_2 \left(\frac{\delta_1}{\delta_0} \right) \right]^{-1}, \quad (4)$$

$$\Delta\sigma = A_3 k \mu^{1/2}, \quad (5)$$

где E — погонная энергия заряда ВВ; σ_d — динамический предел текучести стали, существенно отличающийся от статического [17]; A_1 – A_3 — коэффициенты, зависящие от выбора ВВ и материала прокладки; значения отношения $k = \sigma_B / \sigma_T$ характеризуют класс стали.

Соотношения (3)–(5) справедливы лишь в ограниченном диапазоне режимов, применяемых именно для ОВ с целью повышения сопротивля-

емости сварных соединений усталостным разрушениям (в частности, для прокладок толщиной, достаточной для того, чтобы повлиять на значения $l_{п.т}$, но не влияющей при этом на значения l и $\Delta\sigma_T$). Однако знание этих зависимостей имеет и более общую значимость: оно сокращает процедуру поиска оптимальных режимов любых видов ОВ сосредоточенных удлиненных зарядов.

Таким образом, полученные в данной работе результаты позволяют, зная поле исходных ОН в сварном соединении и параметры взрывного нагружения при использовании шнуровых зарядов, приблизительно прогнозировать размеры и интенсивность НДС после обработки и делать разумный выбор режимов обработки для окончательной доводки технологии с измерениями полей наводимых ОН.

В заключение отметим, что существуют и другие возможности использования энергии взрыва для управления параметрами полей ОН, например, способы, основанные на использовании кумулятивного эффекта, увеличения интенсивности волн сжатия при их отражении от акустически жестких экранов, а также массивных инертных «забивок», способных резко увеличить продолжительность фазы действия высоких давлений, в результате чего параметры НДС существенно возрастают.

Выводы

1. Обработка сварных соединений по линиям сплавления шва и основного металла шнуровыми и тонкими полосовыми зарядами ВВ является эффективным средством создания полей сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях металла и повышения сопротивляемости сварных соединений сталей усталостным разрушениям. Оптимальным решением этих задач следует считать использование шнуровых зарядов ВВ (детонационные шнуры, выпускаемые промышленностью).

2. Названная обработка должна производиться через демпфирующие прокладки, позволяющие изменить параметры генерируемого НДС таким образом, чтобы стабилизировать результаты ОВ и избежать охрупчивания наклепанного металла.

3. На основании проведенных экспериментов выбраны приемы, с помощью которых можно уменьшить трудозатраты при отработке оптимальных режимов ОВ. В частности, обосновано использование на первом этапе работ контроля результатов по измерениям распределения твердостей вместо трудоемких измерений распределения остаточных напряжений. Получены зависимости, связывающие параметры упрочненной зоны с параметрами, которые характеризуют режим ОВ шнуровых зарядов.

1. Труфяков В. И., Михеев П. П., Буштетт Ю. П. Применение импульсивной обработки для повышения выносливости сварных соединений // Автомат. сварка. — 1967. — № 10. — С. 63–64.
2. Труфяков В. И. Усталость сварных соединений. — Киев: Наук. думка, 1973. — 216 с.
3. Повышение сопротивления усталости сварных соединений взрывным нагружением / В. И. Труфяков, П. П. Михеев, В. М. Кудинов и др. // Автомат. сварка. — 1974. — № 9. — С. 29–32.
4. Повышение сопротивления усталости стальных деталей локальной взрывной обработкой / В. И. Труфяков,



- В. М. Кудинов, П. П. Михеев и др. // Вестн. машиностроения. — 1977. — № 5. — С. 63–65.
5. Петушков В. Г., Фадеев Ю. И. О взрывной обработке сварных соединений // Физика горения и взрывом. — 1980. — № 5. — С. 64–68.
 6. Петушков В. Г. О механизме снижения остаточных напряжений обработкой взрывом // Автомат. сварка. — 1982. — № 4. — С. 1–4.
 7. Петушков В. Г. Формирование остаточных напряжений в сварных соединениях при обработке взрывом // Пробл. прочности. — 1986. — № 12. — С. 37–40.
 8. Распределение остаточных напряжений в поверхностных слоях стали после обработки взрывом / В. А. Титов, П. П. Михеев, Г. Т. Орехов и др. // Автомат. сварка. — 1986. — № 1. — С. 69–70.
 9. Титов В. А. Повышение сопротивления усталости сварных соединений взрывом // I Междунар. конф. молодых ученых в области сварки и смежных технологий: Тез. докл. (Киев, 16–20 мая 1989 г.). — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1989. — С. 101.
 10. Применение обработки взрывом для повышения надежности и долговечности сварных соединений большегрузных самосвалов БЕЛАЗ / В. Б. Касперович, Н. В. Наумович, В. А. Титов и др. // VIII Всесоюз. конф. «Сварка, резка и обработка материалов взрывом»: Тез. докл. (Минск, 25–27 сент. 1990 г.). — Минск: Б. м., 1990. — С. 194.
 11. Применение обработки взрывом для повышения сопротивления усталости сварных соединений / В. А. Титов, П. П. Михеев, В. Г. Петушков и др. // Применение энергии взрыва для производства металлических материалов с новыми свойствами: Тр. VII Междунар. симпози. (Готвальдов, ЧССР, 25–27 окт. 1988 г.). — Пардубице, Б. м., 1988. — С. 290–295.
 12. Годунов С. К., Сергеев-Альбов Н. Н. Уравнения линейной теории упругости с точечными максвелловскими источниками релаксации напряжений // Приклад. механика и техн. физика. — 1977. — № 4. — С. 140–152.
 13. Петушков В. Г., Касаткин С. Б. Применение энергии взрыва для повышения сопротивляемости сварных соединений хрупким разрушениям // Использование энергии взрыва для производства металлич. материалов с новыми свойствами: Тр. IV Междунар. симпози. (Готвальдов, ЧССР, 1–5 окт. 1979 г.). — Готвальдов: Б. м., 1979. — С. 324–329.
 14. Оценка напряженного состояния сварных металлоконструкций методом магнитоупругой тензометрии / В. Г. Петушков, А. Г. Брызгалин, В. А. Титов, В. М. Первой // Автомат. сварка. — 1992. — № 5. — С. 16–18.
 15. Влияние ударно-волнового нагружения на структуру и свойства углеродистых сталей / Б. М. Эфрос, Т. П. Заика, Л. В. Лоладзе и др. // Физика и техника высоких давлений. — 2000. — 10, № 2. — С. 43–50.
 16. Лавреитов М. А., Шабат Б. В. Проблемы гидродинамики и их математические модели. — М.: Наука, 1977. — 408 с.
 17. Петушков В. Г., Кудинов В. М., Фадеев Ю. И. Обработка взрывом сварных соединений металлоконструкций. — М.: Металлургия, 1993. — 160 с.

Results of investigation into the effect of explosion treatment of welded joints using elongated explosive charges on distribution of residual stresses are given. Formulae relating parameters of residual stress fields in the explosion treated welded joints to parameters characterising the explosion treatment conditions are presented.

Поступила в редакцию 10.10.2000

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ ПО ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

ЛАЗЕРНЫЙ ЛЕКСИКОН НА CD (для инженеров, ученых и студентов)

Мультимедийная группа при Фраунгоферовском институте материалов и лучевой техники выпустила на CD актуализированный справочник как вспомогательное средство для ежедневной работы, имеющие следующие преимущества:

- алфавитный выбор понятий;
- возможность применения показана на базе описаний промышленных лазеров;
- обновление за последние 2 года;
- наглядное пояснение более 300 понятий с помощью видео, 3-х мерной анимации;
- научные комментарии экспертов лазерщиков.



Заказы на CD направлять:

Fraunhofer Institut Werkstoff und
Arbeitsgruppe Strahltechnik Multimedia
Winterbergstrasse 28
01277 Dresden
Fax: 49(0)351/2583-300
E-mail: info@fraunhofer.de
www.laserlexikon.de (www.fraunhofer.de)



СВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ, ВЫПОЛНЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ И ВЗРЫВОМ

Л. И. МАРКАШОВА, д-р техн. наук, Е. Н. БЕРДНИКОВА, И. И. ХОМУТСКАЯ, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследований особенностей процессов структуро- и фазообразования в соединениях разнородных металлов с ограниченной взаимной растворимостью (Ст3 + алюминий), выполненных сваркой давлением при использовании различных температурных режимов сварочной деформации (конвенционная и инерционная сварка трением, сварка взрывом).

Ключевые слова: сварка трением, сварка взрывом, сталеалюминиевые соединения, структурные параметры, упрочнение, механические свойства, фазовые выделения, дислокации

Важное место среди новых конструкционных материалов с особыми физико-химическими и служебными характеристиками занимают соединения трудносвариваемых разнородных материалов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, значительная часть которых выполняется различными способами сварки давлением. Однако для соединений подобного типа характерна нестабильность механических свойств. Для выяснения причин этого требуется проведение более углубленных исследований зависимости динамики структурно-фазового состояния металла в зоне сварки от технологических параметров, а также более детальный анализ взаимосвязи структурного состояния соединения и изменений их механических характеристик.

Использование комплексной методики исследований, включающей количественную оптическую металлографию, аналитическую растровую и просвечивающую электронную микроскопию, позволило получить полное представление о структуре и фазовом составе свариваемых металлов во всех зонах соединения, включая поверхность раздела. На основании этого разработан методический подход к количественной оценке влияния конкретных структурных параметров свариваемых металлов (химического состава, размера зерна и субзерна, плотности дислокаций, размера, морфологии и характера распределения фазовых образований и т. п.) на изменение механических характеристик разнородных сварных соединений в области, расположенной вдоль локальной зоны контакта.

Такая оценка на примере изменения предела текучести $\Delta\sigma_T$ была ранее приведена в работе [1] для соединений стали Ст3 + алюминий, выполненных конвенционной и инерционной сваркой

трением, характеризующихся различной температурой сварочной деформации.

В настоящей работе остановимся более детально на причинах изменения прочностных свойств, а также рассмотрим принцип аналитической оценки изменений предела текучести в зависимости от структурных параметров переходной зоны разнородных соединений, выполненных сваркой трением (инерционной и конвенционной) и сваркой взрывом (СВз). На рис. 1–3 показаны изменения структур в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных конвенционной и инерционной сваркой трением, а также их вклад в упрочнение σ_T . Так, в соединениях, полученных инерционной сваркой трением со стороны стали, упрочнение зоны сварки обеспечивается преимущественно за счет повышения общей плотности дислокаций (вклад составляет приблизительно 22 %), а также измельчения зеренной структуры и субструктуры (суммарный вклад — около 35 %). При этом в алюминии (более мягком металле по сравнению со сталью) непосредственно в зоне контакта наблюдается существенное увеличение значения предела текучести вследствие формирования новых дисперсных интерметаллидных фаз (около 15 %), а также повышения плотности дислокаций (около 12 %).

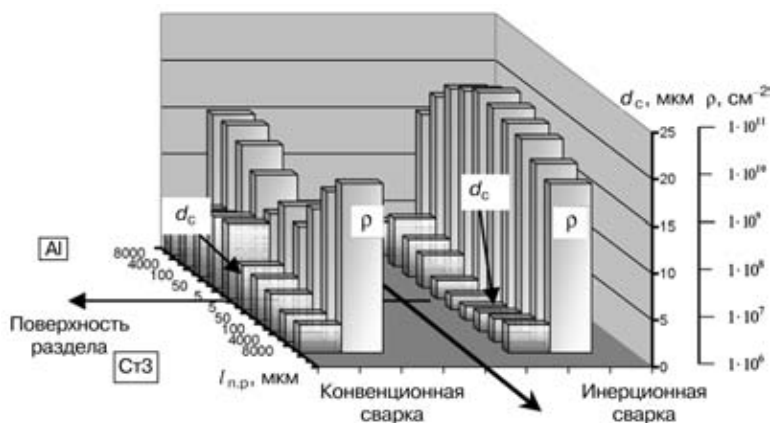


Рис. 1. Изменение размеров субзерна d_c и плотности дислокаций ρ в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных сваркой трением: $l_{n,p}$ — расстояние от поверхности раздела

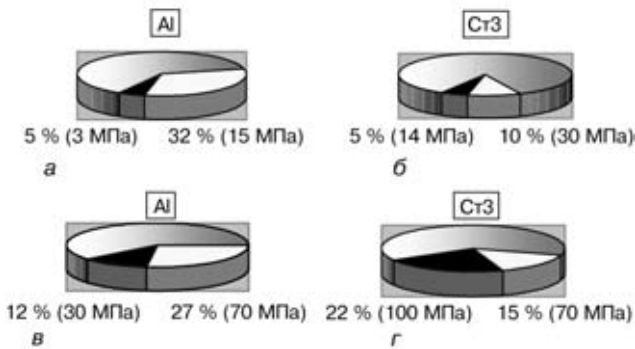


Рис. 2. Вклад структурных параметров d_c (□) и ρ (■) в упрочнение в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных сваркой трением: а, б — конвенционная; в, г — инерционная

Количественная оценка упрочнения (приращение предела текучести), обусловленного вкладом каждого из структурных параметров, выполнялась следующим образом. Предел текучести свариваемых материалов рассматривали как сумму следующих компонентов [2]:

сопротивления трения решетки σ_0 ($\sigma_0 = 2 \cdot 10^{-4}G$, МПа, где G — модуль сдвига, составляющий для алюминия 27300 МПа, для стали — 84000 МПа [3]);

упрочнения твердого раствора легирующими элементами $\Delta\sigma_{тв.р}$ ($\Delta\sigma_{тв.р} = \sum k_i C_i$, МПа, где k_i — коэффициент упрочнения [4], C_i — концентрация легирующего элемента в твердом растворе);

упрочнения за счет перлитной составляющей $\Delta\sigma_{п}$ ($\Delta\sigma_{п} = 2,4\Pi$, МПа, где Π — содержание перлитной составляющей, об. %);

упрочнения за счет изменения размеров зерна $\Delta\sigma_3$ и субзерна $\Delta\sigma_c$, оцениваемого по известной

зависимости Холла-Петча ($\Delta\sigma_3 = k_y D_3^{-1/2}$; $\Delta\sigma_c = k_c d_c^{-1}$, МПа, где k_c и k_y — коэффициенты, учитывающие барьерный эффект соответственно субгранц и гранц [2, 5–7]; D_3, d_c — размеры соответственно зерна и субзерна);

дислокационного упрочнения $\Delta\sigma_d$ ($\Delta\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}$, МПа, где α — коэффициент, составляющий для алюминия 0,3, для стали — 0,5 [8–10]; b — вектор Бюргера, составляющий для алюминия $2,2 \cdot 10^{-7}$ мм, для стали — $2,5 \cdot 10^{-7}$ мм [9, 10]);

дисперсионного упрочнения частицами образующихся фазовых выделений, рассчитанного по зависимости Орована $\Delta\sigma_q$ ($\Delta\sigma_q = 0,81 \frac{Gb}{4\pi} \phi \ln \frac{2r}{2b} \frac{2}{l-2r}$, МПа, где ϕ — коэффициент, характеризующий тип дислокаций, взаимодействующих с частицами [11, 12]; r — радиус частиц; l — расстояние между частицами). В результате

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{тв.р} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_{п} + \Delta\sigma_c + \Delta\sigma_d + \Delta\sigma_q.$$

Исследования структуры в зоне сварки и оценка изменения свойств были выполнены также на соединениях аналогичной пары металлов (алюминия со сталью), полученных СВз.

Изменения структурных параметров, в том числе интерметаллидных фаз (их размеров, плотности распределения), для указанного вида соединения показаны на рис. 4, а. Результаты расчетов вклада каждого из структурных параметров в изменение прочностных характеристик в различных зонах сварки представлены на рис. 4, б, а суммарное упрочнение, обусловленное всеми структурными параметрами, отражает векторная диаграмма (рис. 4, в). В таблице представлены результаты расчетов вклада каждого из структурных параметров в упрочнение металла различных зон сварного соединения Ст3 + алюминий при СВз.

Анализ экспериментальных и расчетных данных показал, что при СВз непосредственно вдоль границы раздела соединения отсутствует обычно наблюдаемый при сварке разнородных металлов градиент механических свойств. При этом происходит общее повышение прочностных свойств как со стороны стали, так и со стороны алюминия, у которого это проявляется особенно заметно.

Отметим, что увеличение прочности сварного соединения со стороны стали обеспечивается преимущественно за счет повышения общей плотности дислокаций и измельчения зеренной структуры и субструктуры (рис. 5, а, в). Со стороны алюминия значительное увеличение

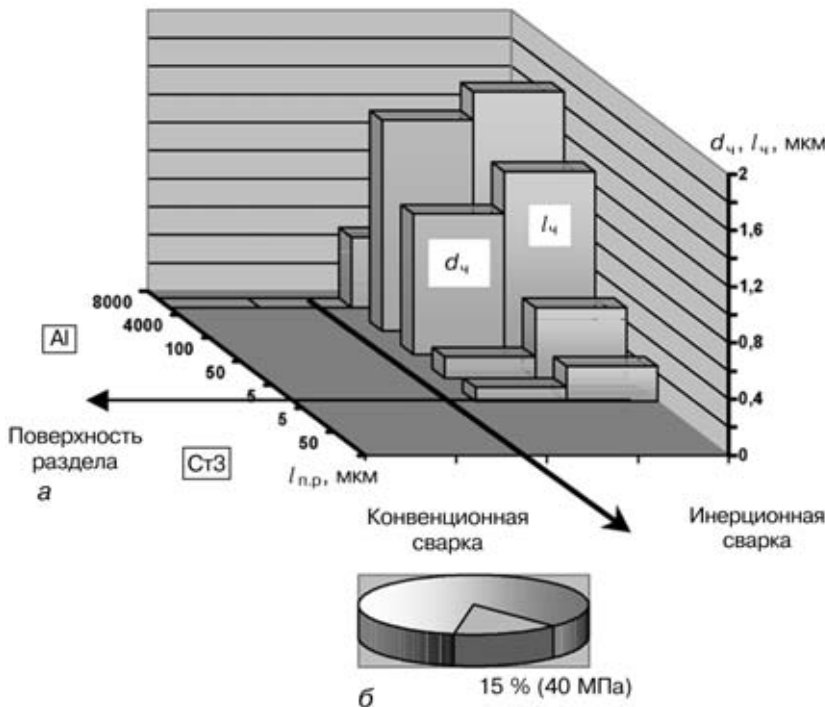


Рис. 3. Изменение размеров внутриобъемных дисперсных частиц фазовых выделений в алюминии d_q и расстояния между ними l_q в зоне контакта соединений Ст3 + алюминий, выполненных конвенционной сваркой (а), а также вклад этих параметров в общее упрочнение при инерционной сварке (б)

предела текучести в зоне контакта в основном происходит благодаря формированию дисперсных новых



фаз, распределенных в объемах зерен (рис. 5, *д*), а также измельчению субструктуры (рис. 5, *б, з*). Таким образом, проанализировав динамику изменения свойств каждого из свариваемых материалов в зоне сварки, можно сделать вывод о том, что основной вклад в упрочнение сварного соединения со стороны алюминия (относительно уровня прочности основного металла) вносят измельчение зеренной и субзеренной структур — соответственно 58 (52,7 %) и 151 МПа (137,3 %), формирование новых дисперсных интерметаллидных фаз — 332 МПа (301,8 %), а также повышение плотности дислокаций — 20 МПа (18,2 %). Суммарное упрочнение в этой, как правило, ослабленной зоне сварного соединения составляет 577 МПа, что примерно в 5 раз превышает прочность алюминия в исходном состоянии.

Представляется важным еще раз подчеркнуть роль новых фазовых образований в изменении свойств непосредственно в зоне взаимодействия со стороны наименее прочного металла (в данном случае алюминия). Как было показано выше, дисперсные и равномерно распределенные по внутренним объемам зерен алюминия частицы фазовых выделений (рис. 5, *д*) оказывают тройное воздействие на характер упрочнения. Во-первых, частицы способствуют формированию мелкозернистой структуры, и влияние фазовых выделений на приращение предела текучести в этом случае реализуется по известному механизму Холла-Петча [6, 7]; во-вторых, именно за счет барьерного влияния формирующихся частиц в зоне сварки сохраняется высокий уровень плотности дислокаций, что находит свое отражение в увеличении компоненты дислокационного упрочнения [8, 10]; в-третьих, упрочнение обеспечивается и самими частицами, влияние которых обычно определяется по известной зависимости Орована [11, 12].

Таким образом, при определенных режимах сварки, соответствующих температурным интервалам полигонизации (это наблюдается как в условиях инерционной сварки трением, так и СВз), формирование равномерно распределенных по внутренним объемам зерен дисперсных новых фаз в переходной зоне менее прочного металла (алюминия) из свариваемой пары приводит к более плавному изменению механических свойств в зоне контакта разнородных металлов (от более прочного

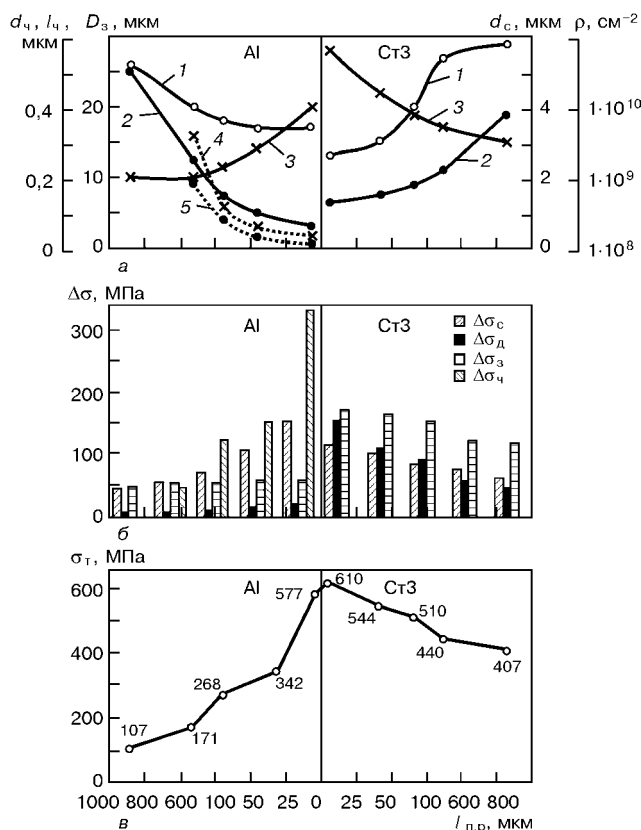


Рис. 4. Изменения структуры и прочностных свойств в соединениях Ст3 + алюминий, выполненных СВз на различном расстоянии от поверхности раздела $l_{п.р.}$: *a* — распределение основных структурных параметров зоны сварки (1 — D_s ; 2 — d_c ; 3 — ρ ; 4 — l_q ; 5 — d_q); *б* — вклад отдельных структурных параметров в упрочнение различных зон соединения; *в* — суммарное упрочнение, обусловленное структурой металла сварного соединения

— к менее прочному). Это обеспечивается существенным упрочнением сварного соединения со стороны алюминия (рис. 4, *в*), поскольку алюминий по мере завершения цикла сварки по структурно-фазовому состоянию представляет собой уже практически новый материал, в значительной степени отличающийся от исходного. Структура этого по сути нового материала — алюминия, насыщенного дисперсными частицами фазовых выделений, — аналогична структуре композита.

Расчетная оценка предела текучести (МПа) металла участков сварных соединений на различном расстоянии от поверхности раздела

Механизм упрочнения	Расстояние от поверхности раздела, мкм									
	Алюминий ←					→ Сталь Ст3				
	1000	500	100	50	5	5	50	100	500	1000
Напряжение трения решетки	6	6	6	6	6	30	30	30	30	30
Твердорастворный	8	8	8	8	10	70	70	70	70	70
Субзеренный	42	54	70	106	151	115	100	83	75	60
Зернограничный	45	52	54	57	58	169	163	150	121	115
Дислокационный	6	6	9	14	20	154	109	89	56	44
Дисперсионный	—	45	121	151	332	—	—	—	—	—
Структурный (образование перлита)	—	—	—	—	—	72	72	88	88	88
Суммарное (расчетное) упрочнение, МПа	107	171	268	342	577	610	544	510	440	407

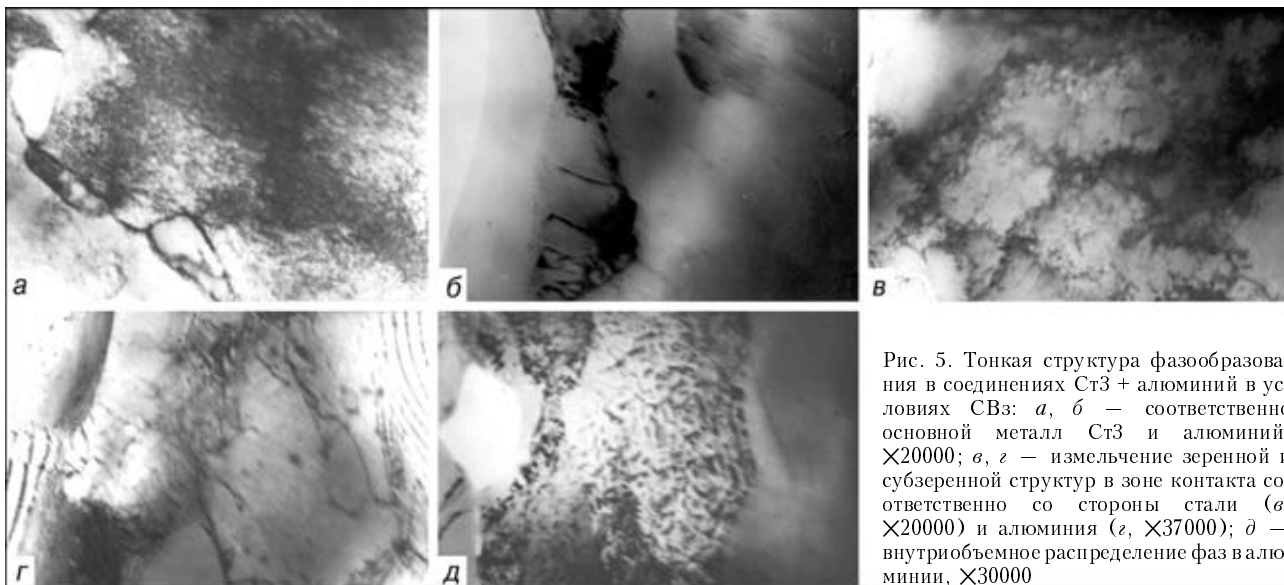


Рис. 5. Тонкая структура фазообразования в соединениях Ст3 + алюминий в условиях СВз: а, б — соответственно основной металл Ст3 и алюминий, $\times 20000$; в, г — измельчение зеренной и субзеренной структур в зоне контакта соответственно со стороны стали (в, $\times 20000$) и алюминия (г, $\times 37000$); д — внутриобъемное распределение фаз в алюминии, $\times 30000$

Выводы

1. Для условий сварки разнородных металлов, отличающихся ограниченной взаимной растворимостью, наиболее оптимальное структурно-фазовое состояние металла зоны контакта формируется при определенных (ограниченных) температурных режимах сварки. Этот диапазон температур соответствует температурным интервалам полигонизации и обеспечивается условиями инерционной сварки трением.

2. Для оптимальной структуры наиболее мягкого из свариваемых материалов (алюминия) при температуре сварки, соответствующей интервалу полигонизации, характерно формирование особого структурного состояния типа квазикомпозита, для которого типично образование равномерно распределенных по внутренним объемам зерен алюминия дисперсных интерметаллидных фаз, что способствует измельчению структуры и повышению общей плотности дислокаций.

3. Формирующаяся структура квазикомпозита в итоге приводит к существенному (до 260... 577 МПа) упрочнению алюминия в зоне контакта за счет дисперсионного упрочнения частицами образующихся фазовых выделений, а также дислокационного, зернограничного и субзеренного. Это позволяет нивелировать резкий градиент свойств (более чем 250 МПа), наблюдаемый непосредственно в зоне контакта сварных соединений Ст3 + алюминий.

Given are the results of studies of peculiarities of the structure and phase formation processes occurring in joints between dissimilar metals with a limited mutual solubility (St. 3 + Al), made by the pressure joining method using different temperature and deformation conditions (conventional and inertia friction welding, explosion welding).

1. О взаимосвязи структуры и свойств сталеалюминиевых соединений, выполненных сваркой трением // Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова и др. // Автомат. сварка. — 1998. — № 8. — С. 7–14.
2. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
3. Эйби И. Ф. О напряжении Орована // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
4. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Броуфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
5. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
6. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Там же. — С. 11–40.
7. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — **173**, № 1. — P. 25–28.
8. Characteristics of behaviour of diffusion in the transition zone of a copper aluminium joint during friction welding // Y. Iton, T. Shindoh, M. Saitoh, M. Tezuka // Trans. Jap. Soc. Mech. Eng. A. — 1998. — **64**, № 618. — P. 494–499.
9. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
10. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — № 23. — P. 118–177.
11. Келли А., Николсон Р. Дисперсионное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187 с.
12. Ebelling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — **13**, № 7. — P. 805–809.

Поступила в редакцию 05.08.2002



ДИАГРАММА ПЛАВКОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Sn–Zn–Bi

В. Ф. ХОРУНОВ, д-р техн. наук, **В. И. ШВЕЦ**, **Т. Г. ТАРАНОВА**, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Г. Ф. КОБЗЕНКО, канд. техн. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины)

С использованием дифференциального термического анализа изучены диаграмма плавкости и структурные особенности сплавов системы Sn–Zn–Bi в области составов, богатых оловом. Данные могут быть использованы при разработке серийных бессвинцовых припоев для пайки узлов изделий, используемых в радиоэлектронике.

Ключевые слова: бессвинцовый припой, сплав системы Sn–Zn–Bi, диаграмма плавкости, микроструктура, электропайка

Сплавы системы Sn–Pb — основной вид припоев, используемых в электронной промышленности. Известно, что свинец является токсичным элементом. Одна из важнейших задач современной радиоэлектроники — создание экологически чистых бессвинцовых припоев. Эта задача сложная, поскольку следует учитывать уникальность физической природы припоев системы Sn–Pb и широкую область их применения.

Как свидетельствуют литературные данные сплавы системы Sn–Zn–Bi благодаря близким температурам плавления могут успешно заменить припой системы Sn–Pb, широко применяемые в электронике.

Температура фазовых превращений в сплавах системы Sn–Zn–Bi

№ серии сплавов	№ сплава	Состав сплава	$T_{н(э)}$, °C	$T_{к(э)}$, °C	T_c , °C
I	10	Sn–9Zn	194	200	—
	1	Sn–9Zn–2Bi	182	197	—
	2	Sn–9Zn–5Bi	171	196	—
	3	Sn–9Zn–10Bi	154	192	—
	4	Sn–9Zn–15Bi	147	186	—
II	9	Sn–1Zn	195*	200*	—
	5	Sn–1Zn–1Bi	189	195	226,0
	6	Sn–1Zn–3Bi	172	190	224,5
	7	Sn–1Zn–5Bi	167	185	221,0
	8	Sn–1Zn–7Bi	158	181	218,0
	11	Sn–1Zn–10Bi	156	183	216,0
	12	Sn–1Zn–13Bi	151	169	212,0
	III	13	Sn–7Bi	180*	222*
8		Sn–7Bi–1Zn	158	181	218,0
14		Sn–7Bi–3Zn	167	190	208,0
15		Sn–7Bi–5Zn	161	193	206,0

Примечание. $T_{н(э)}$ и $T_{к(э)}$ — температура соответственно начала и конца плавления эвтектики; T_c — температура конца плавления сплава; звездочкой отмечена соответственно температура начала и конца кристаллизации твердого раствора.

Из сборника «Диаграммы состояния металлических систем», наиболее полно представляющем информацию, по этой теме известна одна работа по исследованию сплавов системы Sn–Zn–Bi [1]. В ней приведены расчетные линии поверхности ликвидуса. Температуры ликвидуса ориентировочно находятся в интервале 150... 400 °C.

В базе данных по диаграммам состояния MSI, к 2001 г. было уже 13 публикаций об исследованиях сплавов системы Sn–Zn–Bi, в том числе дополнительно легированных кадмием, индием и свинцом. К сожалению, доступ к более полной информации в настоящее время затруднен.

Целью настоящей работы являлось экспериментальное изучение диаграммы плавкости и структурных особенностей сплавов этой системы как наиболее важных характеристик, необходимых для разработки припоев.

В области составов сплавов богатых оловом рассмотрены политермические разрезы диаграммы состояния сплавов с постоянным содержанием цинка 9 и 1 % (Sn–9Zn–... Bi, Sn–1Zn–... Bi) и висмута 7 % (Sn–7Bi–... Zn).

Состав сплавов по шихте приведен в таблице. Эти сплавы выплавляли в аргоне в печи с индукционным нагревом с использованием алундовых тиглей. Исходными материалами являлись олово

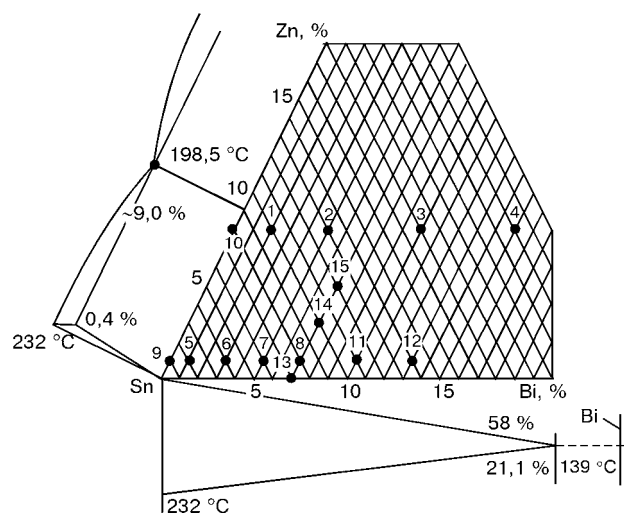


Рис. 1. Положение фигуративных точек (1–13) анализируемых сплавов на плоскости концентрационного треугольника

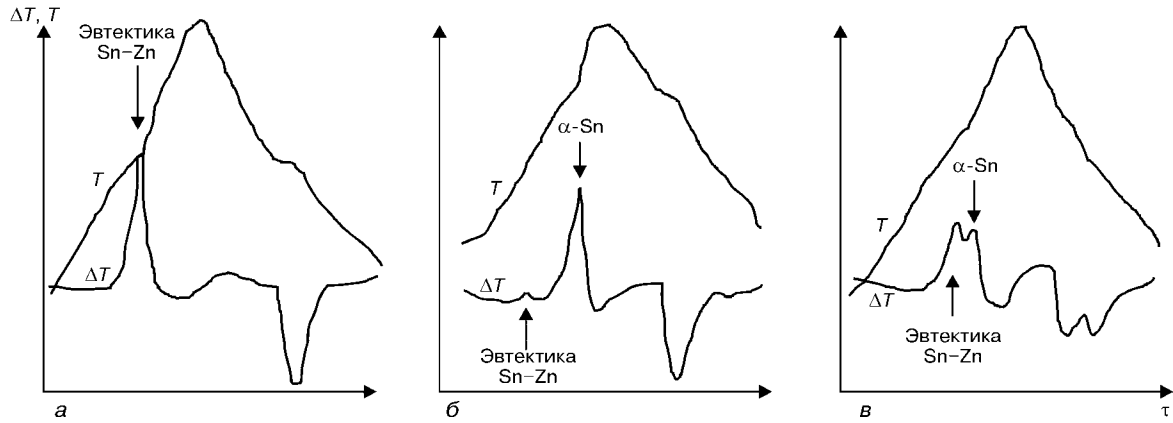


Рис. 2. Характерные термические кривые ($T = f(\tau)$, $\Delta T = f(T, \tau)$) сплавов системы Sn-Zn-Bi: а – Sn-9Zn-5Bi; б – Sn-1Zn-3Bi; в – Sn-7Bi-3Zn

ОВЧ-000, висмут Bi0 и цинк ЦВЧ. Всего было выплавлено 15 сплавов (рис. 1).

Двойные металлические системы в настоящее время подробно изучены. Известно, что олово с цинком и висмутом образует эвтектические системы двух ограниченных твердых растворов с эвтектической точкой при содержании олова приблизительно 9 и 42 % и температуре соответственно 198 и 139 °С [2].

Как следует из диаграммы состояния системы Bi-Zn, в области богатых висмутом сплавов эвтектика образуется между твердым раствором цинка в висмуте и цинком [3]. Здесь эвтектическая точка отвечает массовой доле цинка 2,7 % и температуре 254,5 °С. Цинк и висмут имеют ограниченную растворимость не только в твердом, но и в жидком состоянии и образуют при 416 °С систему с монотектическим равновесием и монотектической точкой, соответствующей содержанию цинка 98,1 %.

Таким образом, система Sn-Zn-Bi ограничена тремя двойными системами эвтектического типа

и является, очевидно, системой с тройной эвтектикой.

Данные настоящей работы получены с использованием дифференциального термического, металлографического и микрорентгеноспектрального анализов.

Температуры фазовых переходов определяли на дериватографе Q-1500D в гелии. Используемые тигли с крышками были изготовлены из оксида алюминия. Скорость нагрева – 5 К/мин. Скорость охлаждения не задавалась. Исходя из положения кривых зависимости $T = f(\tau)$ (рис. 2), она составляет приблизительно 5 К/мин.

Поскольку термический анализ проводили в режиме нагрева с неконтролируемым потоком тепла, то интервалы температур фазовых переходов оказывались расширенными в результате смещения температуры окончания плавления эвтектики в сторону более высоких температур. В связи с этим экспериментальные данные были скорректированы (см. штриховую кривую на рис. 3, а, б) на значение, выявленное при анализе плавления чистых металлов – олова и висмута. На участке, соответствующем содержанию цинка 0...1 % (рис. 3, в), штриховая кривая показывает прогнозируемый авторами ход кривой.

Исследование микроструктуры сплавов проводили на растровом электронном микроскопе ISM-840 с микроанализатором «Link-Systems» в литом состоянии и после термического анализа. Данные, полученные с помощью микрорентгеноспектрального анализа, использовали для идентификации структурных составляющих сплавов в соответствии с двойными диаграммами состояния предположительно твердых растворов на основе олова, висмута и цинка.

На термограммах сплавов политермического разреза диаграммы состояния системы Sn-Zn-Bi с постоянной массовой долей цинка 9 % (I серия) регистрируется один пик (рис. 2, а). С увеличе-

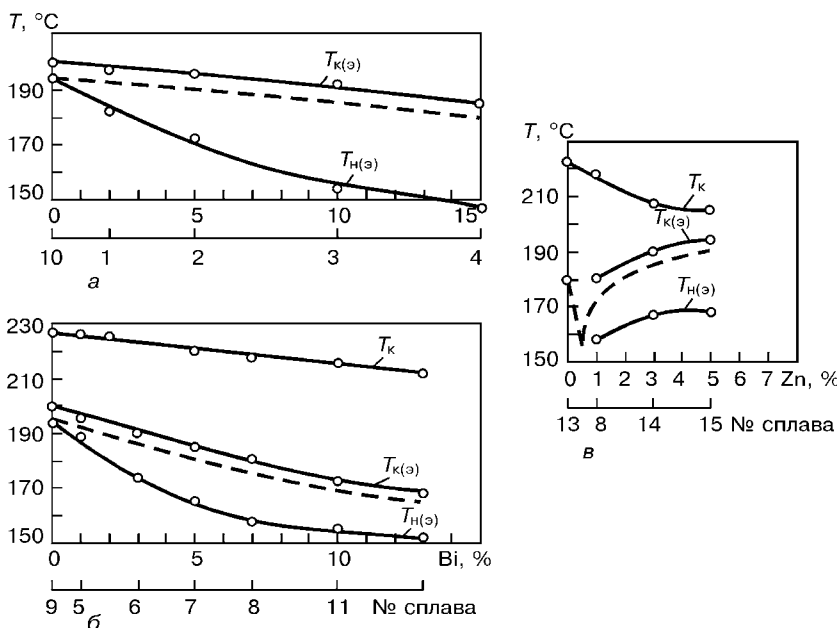


Рис. 3. Политермические разрезы диаграммы плавкости сплавов системы Sn-Zn-Bi: а – Sn-9Zn-...Bi (сплав I серии); б – Sn-...1Zn-...Bi (сплав II серии); в – Sn-7Bi-3Zn (сплав III серии)

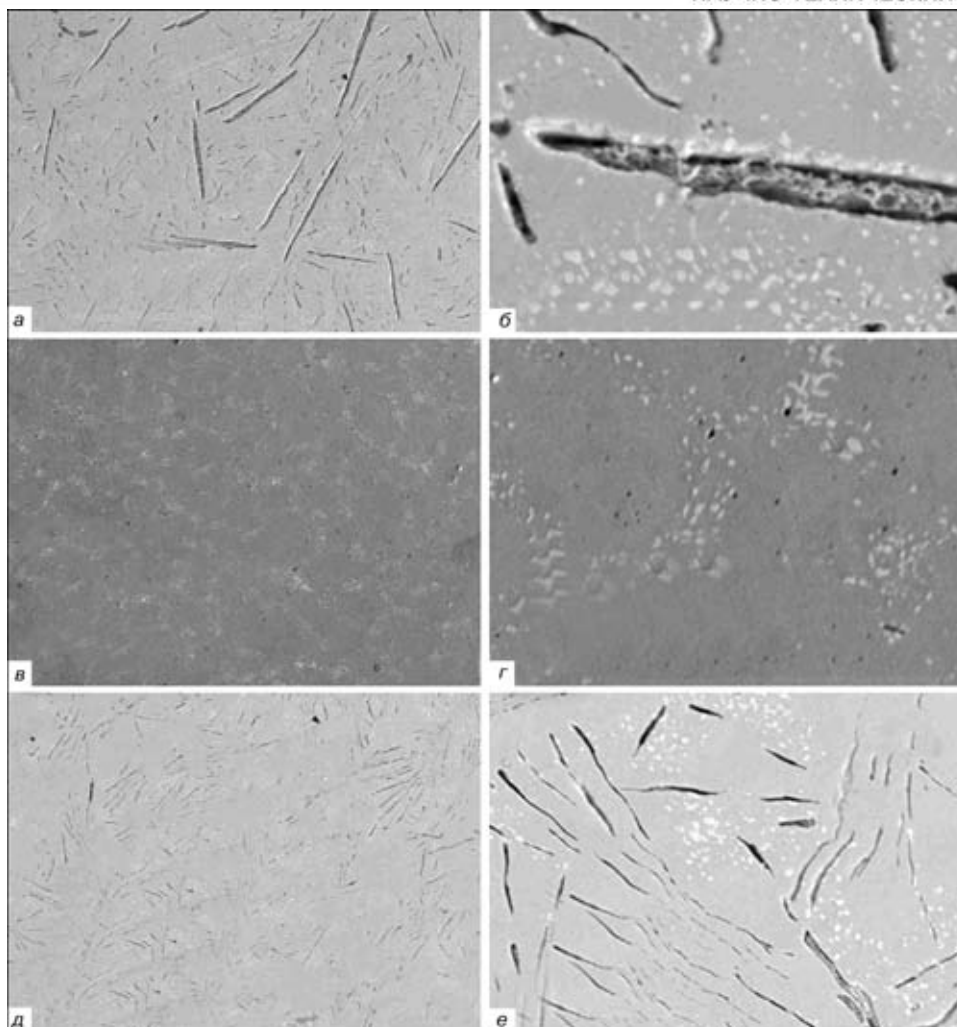


Рис. 4. Характерные микроstructures сплавов систем Sn-9Zn-... Bi (сплав Sn-9Zn-5Bi серии I) (а), Sn-1Zn-...Bi (сплав Sn-1Zn-5Bi серии II) (б) и Sn-7Bi-...Zn (сплав Sn-7Bi-5Zn серии III) (в); а, в, д (×100) — общий вид; б (×1000), з, е (×500) — фрагменты при большем увеличении

нием содержания висмута пик смещается в область более низких температур. При этом уменьшается температура начала и конца фазового превращения (рис. 3, а и таблица).

Микроструктура анализируемых сплавов I серии (рис. 4, а, б) представляет собой оловянную матрицу с игольчатыми включениями фазы на основе цинка и шарообразными мелкими включениями фазы на основе висмута (последние в сплаве Sn-9Zn отсутствуют).

Очевидно, наблюдаемый пик на термограммах обусловлен тепловым эффектом плавления (кристаллизации) двойной эвтектики Sn-Zn, а включения на основе висмута являются избыточной фазой, образующейся в твердом состоянии в результате значительного снижения растворимости висмута в фазе α -Sn при охлаждении. Аналогичным по природе должно быть и выделение цинка. Последний, вероятно, наслаивается на эвтектические кристаллы на основе цинка.

На термограммах сплавов политермического разреза с постоянным содержанием цинка 1% (II серия) наблюдаются два пика (см. рис. 2, б). С увеличением содержания висмута оба пика также смещаются в область более низких температур. При этом низкотемпературный пик остается незначи-

тельным по сравнению с высокотемпературным. Зависимость температур начала и конца соответствующих фазовых превращений от содержания висмута представлена на рис. 3, б, а численные значения — в таблице.

В микроструктуре сплавов этой серии (рис. 4, в, г) наблюдаются зерна фазы на основе олова, обранные включениями фазы на основе висмута. Включения фазы на основе цинка распределены по объему матрицы.

Сопоставление результатов металлографического и термического анализов дает основание предположить, что низкотемпературный пик обусловлен тепловым эффектом плавления (кристаллизации) двойной эвтектики Sn-Zn, высокотемпературный — образованию первичных кристаллов α -Sn. Фаза α -Bi является избыточной. Более высокая плотность выделений этой фазы вдоль границ зерен фазы α -Sn обусловлена ликвационной неоднородностью первичных кристаллов. Наличие незначительного количества включений фазы на основе цинка определяется малой объемной долей двойной эвтектики Sn-Zn.

На термограммах сплавов политермического разреза с постоянным содержанием висмута 7% (III серия) наблюдаются два пика (см. рис. 2,



в). Следует отметить, что увеличение содержания цинка ведет к значительному усилению низкотемпературного эффекта. При этом температуры начала и конца фазового превращения увеличиваются. Интервал температур фазового превращения, обуславливающего появление высокотемпературного эффекта, вследствие повышения температуры начала и снижения температуры конца фазового превращения (см. рис. 3, в и таблицу).

Микроструктура сплавов (см. рис. 4, д, е) сходна с таковой для сплавов с постоянным содержанием цинка 9 %. Очевидно, что высокотемпературный термический эффект также обусловлен кристаллизацией первичных кристаллов α -Sn, а низкотемпературный — двойной эвтектикой Sn-Zn. При этом с увеличением содержания цинка объемная доля эвтектики возрастает.

Исходя из характера и температур фазовых переходов в системах Sn-Zn, Sn-Bi, Bi-Zn и результатов изучения тройных сплавов в системе Sn-Zn-Bi можно предположить существование тройной эвтектики.

Исследование сплава с более высоким содержанием висмута и цинка (Sn-20Zn-60Bi) подтвердило наличие четырехфазного эвтектического равновесия $J \leftrightarrow \alpha\text{-Sn} + \alpha\text{-Zn} + \alpha\text{-Bi}$ (здесь J — жидкость) при температуре 108 °С.

Таким образом, полученные экспериментальные данные согласуются с теоретическими предположениями, согласно которым кристаллизация рассматриваемых сплавов начинается с выделения первичных кристаллов α -Sn, за которым следует образование двойной эвтектики Sn-Zn. Исключение возможно для узкого диапазона составов сплавов, примыкающих к стороне Sn-Bi концентрационного треугольника (см. рис. 1), кристаллизующихся как твердый раствор.

Полученные данные об интервалах плавления и структуре сплавов системы Sn-Zn-Bi позволяют сделать вывод о перспективности использования сплавов этой системы в качестве заменителей оловянно-свинцовых припоев.

Институт электросварки им. Е. О. Патона располагает всеми необходимыми возможностями для получения припоев оптимального состава исходя из конкретного задания заинтересованных организаций.

1. *Диаграммы состояния металлических систем*, опубликованные в 1977 г. / ГК СССР по науке и технике. АН СССР. — М.: ВИНТИ, 1977. — Вып. XXIII. — 119 с.
2. *Диаграммы состояния двойных металлических систем / Справочник: В 3 т.* / Под ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1996. — Т. 3. — 448 с.
3. *Диаграммы состояния двойных металлических систем / Справочник: В 3 т.* / Под ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1996. — Т. 1. — 992 с.

Differential thermal analysis was used to study the fusibility curve and structural features of alloys of Sn-Zn-Bi system (in the region of tin-rich compositions). Data may be used to develop batch-produced no-lead filler metals for brazing components of radioelectronics.

Поступила в редакцию 14.05.2002



ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ ПО ЛАЗЕРНОЙ СВАРКЕ И РЕЗКЕ

Лазерный институт Америки выпустил обучающий CD для приобретения навыков в области лазерной сварки и резки в виртуальной среде.

С помощью этого CD пользователь имеет возможность повысить свой профессиональный уровень без отрыва от производства.

Заказы на CD направлять:

E-mail: jnaugle@laserinstitute.org
www.laserinstitute.org/onlinestore/index.ph



ИЗНОСОСТОЙКИЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ ПОКРЫТИЯ С НАПОЛНИТЕЛЯМИ СИСТЕМЫ Fe–В–С

И. М. СПИРИДОНОВА, д-р техн. наук, Е. В. СУХОВАЯ, канд. техн. наук, С. Б. ПИЛЯЕВА, инж.
(Днепропетров. нац. ун-т, Украина)

Изучены структура и сопротивление абразивному износу композиционных покрытий с латунной связкой и наполнителями, выполненными из сплавов (Fe–В–С), содержащих 0...9,0 % В; 0...4,0 % С; Fe — остальное, полученных на стальных деталях. Показано влияние структурного и фазового состава наполнителя на структуру и ширину зон контактного взаимодействия, образующихся на границах раздела композиционных покрытий. Определены оптимальные размеры и структурный состав зон взаимодействия, обеспечивающих повышенную износостойкость композиционных покрытий.

Ключевые слова: композиционный материал, покрытие, пропитка, межфазное взаимодействие, растворение, абразивная износостойкость

В последние годы композиционные материалы находят широкое применение в качестве покрытий, предназначенных для защиты и восстановления быстроизнашивающихся деталей оборудования. Эти материалы представляют собой гетерогенную систему, которая характеризуется термодинамической нестабильностью из-за наличия развитых внутренних границ раздела. Следствием этой нестабильности является межфазное взаимодействие компонентов в процессе получения и эксплуатации композиционных покрытий, которое может приводить к образованию новых нежелательных фаз на границах раздела, ухудшающих эксплуатационные характеристики. Поэтому изучали влияние структурного и фазового состава композиционных покрытий с наполнителями системы Fe–В–С: 0...9,0 % В; 0...4,0 % С; остальное Fe на их износостойкость (табл. 1). В качестве сплава-связки использовали латунь Л62. Композиционные покрытия получали методом печной пропитки. Для этого в форму, повторяющую поверхность стальной детали, с зазором, равным толщине наплавляемого композиционного покрытия, насыпали и уплотняли гранулы наполнителя размерами 0,5...2,0 мм. Сверху размещали куски сплава-связки. После герметизации формы заготовку помещали в печь, наг-

ревая до температуры 1050 °С. Изотермическая выдержка в печи, необходимая для равномерного прогрева заготовки, составляла 30 мин. Затем заготовку охлаждали вместе с печью со скоростью 0,2 °С/с. После окончания пропитки форму удаляли механической обработкой (резанием и шлифованием). Полученные композиционные покрытия исследовали методами металлографического, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов. Износостойкость в условиях абразивного изнашивания определяли на установке, позволяющей оценить уменьшение массы образца при истирании шлифовальной шкуркой на 413 м пути. Образцы имели размеры 16×6×16 мм. опыты проводили при температуре 20 ± 2 °С и относительной влажности воздуха 60 ± 5 %. Точность определения потери массы на весах ВЛА-200М составляла 0,0002 г. В качестве эталона использовали образец из стали 70ХЛ.

Структура исследованных композиционных покрытий характеризуется присутствием частиц наполнителя неправильной или сферической формы, равномерно распределенных в матрице и занимающих 55...60 % объема. Структурный и фазовый состав наполнителя полностью изменяется только в сплаве № 1. После пропитки вместо исходной ледебуритной структуры (табл. 1) наблюдаются кристаллы феррита и хлопьевидный графит, что свидетельствует о протекании в наполнителе про-

Таблица 1. Химический и структурный состав сплавов-наполнителей системы Fe–В–С

№ сплава	Химический состав, %		Скорость охлаждения, °С/с	Форма частиц	Структурный состав
	В	С			
1	—	4,0	1000	Сферическая	Эвтектика Fe–Fe ₃ C
2	0,5	4,0	100	Неправильная	Fe ₃ (C, В), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, В)
3	5,0	—	100	»	Fe ₂ B, эвтектика Fe–Fe ₂ B (30 %)
4	4,7	1,5	100	»	Fe ₂ (C, В), Fe ₃ (C, В), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, В)
5	9,0	—	100	»	Fe ₂ B, эвтектика Fe–Fe ₂ B (5 %)
6	9,0	0,2	100	»	Fe ₂ (B, C), эвтектика Fe–Fe ₂ (B, C) (5 %)
7	9,0	0,2	1000	Сферическая	Fe ₂ (B, C), эвтектика Fe–Fe ₂ (B, C) (12 %)
8	9,0	2,0	100	Неправильная	Fe ₂ (B, C), эвтектика C–Fe ₂ (B, C)

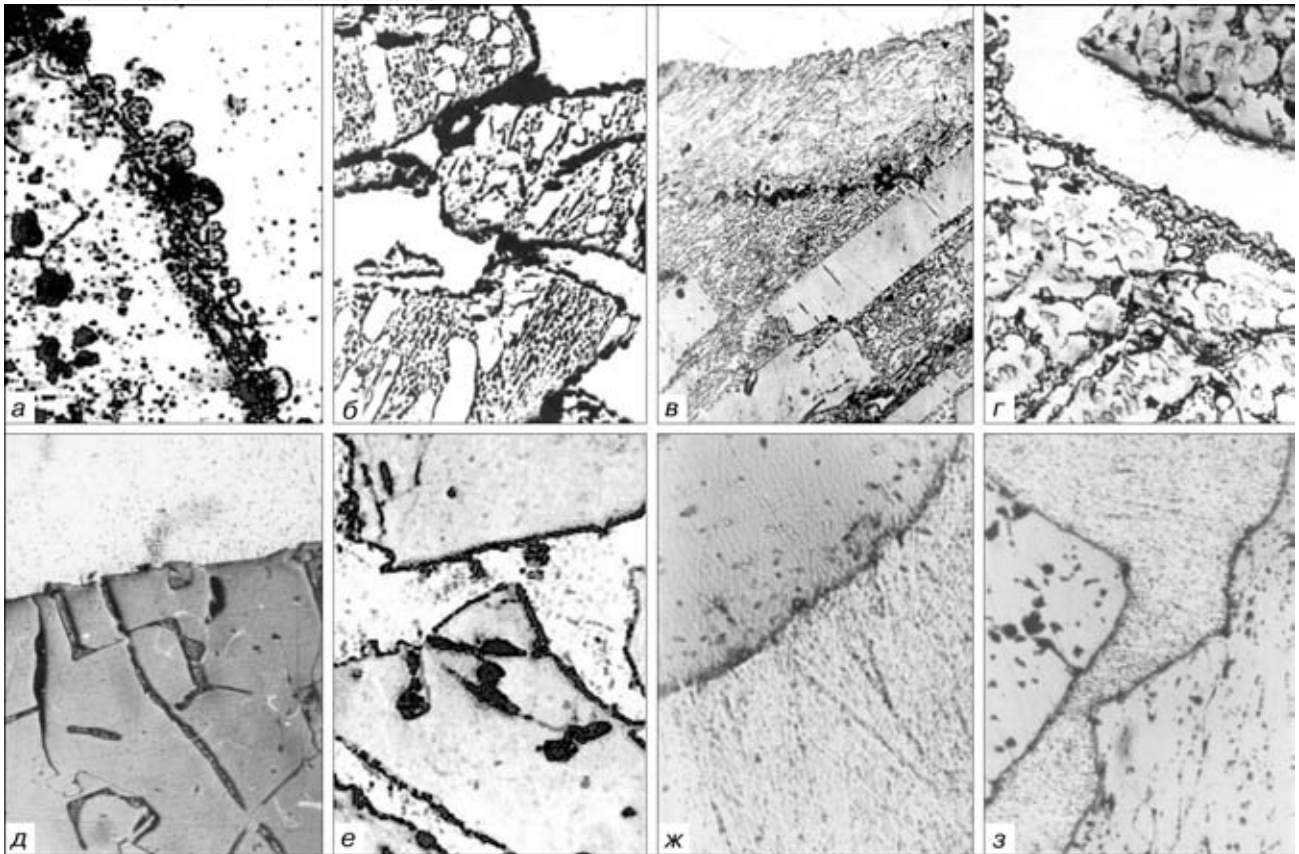


Рис. 1. Микроструктура композиционных покрытий с наполнителями системы Fe-B-C, X200: а-з — соответственно номер сплава из табл. 1, 2

цессов распада цементита (рис. 1, а). Во всех образцах на границе раздела с латунью со стороны матрицы образуется непрерывный ряд твердых растворов Cu-Fe-Zn-C-B (рис. 2). Со стороны наполнителя формируется слой перекристаллизации. В образце № 1 вблизи границы раздела появляется сплошной ободок или отдельные кристаллы глобулярной формы со структурой перлита, легиро-

ванного цинком, и незначительно медью (рис. 1, а, рис. 2). При введении 0,5 % В в состав наполнителя Fe — 4 % С (сплав № 2) процессы графитизации подавляются и после пропитки в структуре наполнителя по-прежнему наблюдаются первичные кристаллы Fe₃(C,B) и ледебурит, легированный бором (табл. 2). Морфология эвтектических колоний изменяется вследствие протекания процессов высокотемпературной коалесценции. На границе раздела состав аустенита в эвтектике изменяется в результате растворения в нем цинка и меди. Кроме того, здесь дополнительно появляются кристаллы перлита глобулярной формы (рис. 1, б). Ширина зон контактного взаимодействия в образце № 2 сохраняется по сравнению с образцом № 1 (табл. 2). В образце с наполнителем, выполненным из сплава № 3 (см. табл. 2), на границе раздела с латунью вместо исходной эвтектики Fe-Fe₂V формируется конгломерат фаз, состоящий из твердого раствора на основе Fe, перлита и Fe₂V (рис. 1, в). Зоны контактного взаимодействия, образующиеся на границе раздела между наполнителем и матрицей, имеют в этом образце максимальную ширину.

Исходная структура сплава-наполнителя № 4 после пропитки остается неизменной и включает первичные кристаллы Fe₂(C, B), перитектическую фазу Fe₃(C,B) и эвтектику Fe-Fe₃(C,B) (см. табл. 1). Степень завершенности перитектической реакции L+Fe₂(C, B) → Fe₃(C,B) в наполнителе не изменяется. Со стороны наполнителя в структуре зоны взаимодействия дополнительно образуются кристаллы со структурой перлита (рис. 1, з).

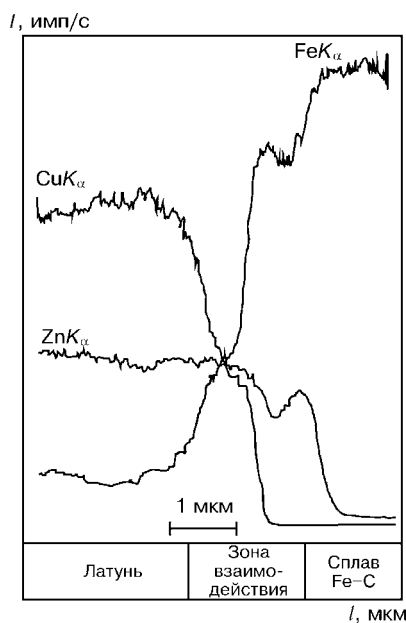


Рис. 2. Диаграмма распределения интенсивности излучения элементов при прохождении зонда через участок границы раздела Fe-4 % C / Л62



Таблица 2. Структурный состав и ширина зон контактного взаимодействия на границах раздела между наполнителем системы Fe–B–C и матрицей композиционных покрытий

№ сплава	Структурный состав зон взаимодействия со стороны наполнителя*	Ширина зон взаимодействия, мкм
1	Перлит, феррит, графит	15...30
2	Перлит, Fe ₃ (C, B), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, B)	15...30
3	Fe, Fe ₂ B, перлит, эвтектика Fe–Fe ₂ B	100...120
4	Перлит, Fe ₂ (C, B), Fe ₃ (C, B), эвтектика Fe–Fe ₃ (C, B)	20...40
5	Твердый раствор на основе Fe ₂ B, конгломерат фаз Fe и Fe ₂ B	10...15
6	Твердый раствор на основе Fe ₂ (B, C), конгломерат фаз Fe ₂ (B, C) и твердого раствора на основе Fe	10...15
7	Твердый раствор на основе Fe ₂ (B, C), конгломерат фаз Fe ₂ (B, C) и твердого раствора на основе Fe	15...25
8	Твердый раствор на основе Fe ₂ (B, C), эвтектика C–Fe ₂ (B, C)	< 5 мкм

* Со стороны матрицы образуется непрерывный ряд твердых растворов Cu–Fe–Zn–C–B.

При увеличении содержания бора в наполнителе № 5 до 9,0 % по сравнению с 5,0 % B в образце № 3 содержание первичной фазы Fe₂B в структуре увеличивается, а эвтектики Fe–Fe₂B уменьшается (см. табл. 1). Морфология эвтектики Fe–Fe₂B после пропитки изменяется и по границам зерен Fe₂B образуется грубый конгломерат фаз, состоящий из твердых растворов на основе Fe и Fe₂B (рис. 1, д). Дополнительное легирование 0,2 % C сплава № 6 приводит к появлению в структуре наполнителя фазы Fe₂(B, C) и образованию грубого конгломерата твердых растворов на основе Fe и Fe₂B (рис. 1, е). Объемное соотношение структурных составляющих в наполнителе не изменяется. Повышение скорости охлаждения сплава системы Fe–9,0 % B–0,2 % C (сплав № 6) с 10² до 10³ °C/с (сплав № 7) приводит к росту объемного содержания описанного выше конгломерата фаз γ и Fe₂(B, C) в структуре с 5 до 12 об.% (рис. 1, ж). При увеличении содержания углерода в сплаве № 8 до 2,0 % в структуре наполнителя вместо конгломерата фаз γ и Fe₂(B, C) появляется эвтектика C–Fe₂(B, C), имеющая глобулярное мелкодисперсное строение (рис. 1, з).

Структура границ раздела со стороны наполнителя в образцах № 5–7 характеризуется образованием слоя перекристаллизации, имеющего повышенное содержание железа по сравнению с исходной фазой Fe₂B или Fe₂(B, C) и легированного цинком и медью (рис. 1, д–ж). Протекание процессов высокотемпературной коалесценции в этих образцах приводит к еще большему разделению фаз грубого конгломерата, и после пропитки по границам фазы Fe₂B или Fe₂(B, C) присутствует только аустенит, легированный цинком и медью. В образце № 6 это явление наблюдается вдоль всего сечения частицы наполнителя, а в образце № 7 — только на границе раздела. В отличие от образцов № 5–7 в структуре образца № 8 ширина слоя перекристаллизации со стороны наполнителя не превышает 5 мкм (табл. 2). Структурные изменения на границах раздела в этом образце не наблюдаются (рис. 1, з). На границе раздела композиционного покрытия (Fe–B–C)/Л62

со сталью со стороны последней также образуется обезуглероженный слой. Образование вязкого ферритного слоя, легированного цинком (рис. 3), благоприятно влияет на механические свойства биметаллического соединения. Со стороны покрытия вблизи границы раздела со сталью появляется большое количество кристаллов со структурой перлита (рис. 3, а).

Результаты определения коэффициентов относительной абразивной износостойкости изученных композиционных покрытий приведены в табл. 3. Максимальной износостойкостью характеризуется образец № 2, минимальной — образец № 8. Повышенной износостойкостью отличаются композиционные покрытия, наполнитель которых имеет в структуре эвтектику Fe–Fe₃(C, B) (образцы № 2, 4). Затем следуют композиционные покрытия, характеризующиеся присутствием в структуре наполнителя эвтектик Fe–Fe₂B или Fe–Fe₂(B, C) (образцы № 3, 7). При снижении содержания этих эвтектик в образцах № 5 и 6 до 5 об. % износостойкость уменьшается соответственно в 2,0 и 1,7 раз. Износостойкость образца № 8 существенно ниже, чем этот показатель у образцов № 2 и 4.

Полученные результаты можно объяснить тем, что для достижения повышенной износостойкости композиционных покрытий необходимо образова-

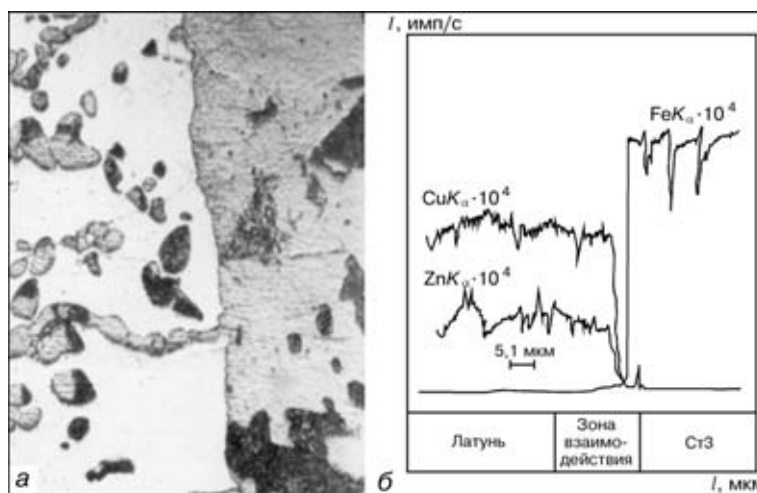


Рис. 3. Микроструктура, X200 (а) и диаграмма распределения интенсивности излучения элементов при прохождении зонда через участок границы раздела Л62/Ст3 композиционного покрытия с наполнителем системы Fe–B–C (б)



Таблица 3. Коэффициенты относительной износостойкости (ϵ) композиционных покрытий с наполнителями системы Fe-B-C*

№ сплава	ϵ_1	ϵ_2	ϵ_{cp}
1	9,32	7,48	8,4 ± 0,92
2	18,48	20,56	19,52 ± 1,04
3	11,72	14,60	13,16 ± 1,44
4	12,28	14,28	13,28 ± 1,00
5	6,68	6,76	6,72 ± 0,04
6	6,76	6,72	6,74 ± 0,02
7	10,08	12,88	11,48 ± 1,40
8	5,76	5,04	5,4 ± 0,36

*Эталон выполнен из стали марки 70ХЛ.

ние прочной связи между наполнителем и матрицей, а также между композиционным покрытием и стальной деталью. Эта связь обеспечивается благодаря протеканию процессов контактного взаимодействия на границах раздела (Fe-B-C)/Л62 и Л62/Ст3 в композиционных покрытиях. Эти процессы включают следующие этапы: смачивание, растворение структурных составляющих наполнителя и стали в расплавленной латуни, перекристаллизацию, твердофазную диффузию. На основании анализа структурного состава зон взаимодействия, образующихся на границах раздела, можно заключить, что при пропитке в первую очередь растворяются фазы на основе аустенита. Предложенный механизм контактного взаимодействия объясняет появление на твердых поверхностях наполнителя и/или стали слоев перекристаллизации, близких по составу сплаву предельного насыщения. Аустенит, входящий в состав эвтектик Fe-Fe₃C и Fe-Fe₃(C,B) (образцы № 1, 2, 4), растворяется в меньшей степени, чем аустенит в эвтектике Fe-Fe₂V (образец № 3), что подтверждается результатами определения ширины зон контактного взаимодействия. Это связано с большей протяженностью межфазных границ раздела и повышенным содержанием железа в эвтектике Fe-Fe₂V. Затем при последующем охлаждении за счет компонентов аустенита, растворившихся в латуни, на границе раздела образуются отдельные кристаллы или сплошной слой со структурой перлита. При перекристаллизации также изменяется состав аустенита в эвтектиках Fe-Fe₂V, Fe-Fe₂(C,B), Fe-Fe₃C и Fe-Fe₃(C,B). Поскольку карбидная, боридная и карбоборидная фазы эвтектики растворяются при пропитке латунию гораздо медленнее, слой перекристаллизации отличается составом фазы на основе железа и наследует морфологию исходной эвтектики с более крупной дифференцировкой. Фазы Fe₂V и Fe₂(B,C) в местах контакта с расплавленной латунию также раство-

ряются (образцы № 5-8). В образцах № 5-7, помимо этого, растворяется аустенит, входящий в состав конгломерата фаз, которые образуют по границам зерен Fe₂V и Fe₂(B,C). Этим объясняется появление на границах раздела композиционных материалов слоя перекристаллизации с повышенным содержанием железа со стороны наполнителя.

С учетом предложенного механизма структурообразования и результатов определения коэффициентов относительной абразивной износостойкости композиционных покрытий можно сделать вывод, что оптимальная структура границ раздела формируется в образцах, наполнитель которых содержит эвтектику Fe-Fe₃(C,B). Снижение износостойкости композиционных покрытий, наполнитель которых характеризуется присутствием в структуре эвтектики Fe-Fe₃C, объясняется протеканием при пропитке процессов графитизации в не растворившемся объеме наполнителя. Наличие в структуре наполнителя Fe-5% В эвтектики Fe-Fe₂V вызывает интенсификацию процессов растворения наполнителя в расплавленной латуни. В результате износостойкость композиционных покрытий снижается. Уменьшение содержания эвтектики Fe-Fe₂V в наполнителе Fe-9% В не приводит к увеличению износостойкости композиционных покрытий, поскольку в этом случае протекание процессов контактного взаимодействия не обеспечивает образование надежной связи наполнителя с матрицей. Повышение износостойкости образцов, упрочненных наполнителем аналогичного состава, но охлажденных при затвердевании с большей скоростью, связано с увеличением содержания эвтектики Fe-Fe₂V в структуре, а следовательно, с интенсификацией процессов контактного взаимодействия и образованием более прочных границ раздела между наполнителем и матрицей в композиционных покрытиях. Наименьшая износостойкость образцов с наполнителем Fe-9% В-2% С объясняется отсутствием в его структуре аустенитных фаз. Процессы растворения фазы Fe₂(B,C) на границах раздела этого композиционного покрытия протекают медленно и соответственно связь наполнителя и матрицы недостаточна для достижения оптимальной прочности материала.

Таким образом, путем правильного выбора структурного и фазового состава наполнителей системы Fe-B-C можно управлять процессами контактного взаимодействия, протекающими на границах раздела композиционных материалов, используемых для получения покрытий на стальных деталях. Благодаря этому обеспечивается надежная связь наполнителя и матрицы, необходимая для достижения высокой износостойкости композиционных покрытий, в условиях абразивного износа.

Structure and abrasive wear resistance were studied in composite materials with a brass binder and fillers, made of (Fe-B-C) alloys, containing 0-9.0 % B; 0-4.0 % C; Fe being the balance. Influence of structural and phase composition of the filler on the structure and width of the zones of contact interaction, formed on the interfaces of composite materials, is shown. Optimal dimensions and structural composition of the interaction zones are determined, which provide a higher wear resistance of the composite coatings.

Поступила в редакцию 25.03.2002

НОВАЯ ДОКУМЕНТАЦИЯ НА ИЗГОТОВЛЕНИЕ И РЕМОНТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО ЭНЕРГООБОРУДОВАНИЯ

Чл.-кор. НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО, Л. В. ЧЕКОТИЛО, А. К. ЦАРЮК**, кандидаты техн. наук, **В. Д. ИВАНЕНКО**, инж., **Т. М. СТАРУЩЕНКО, А. В. КУЖЕЛЬ**, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **Ю. А. ЛЫСОВ**, инж. (ОАО «Энергомонтажпроект»), **Н. В. КРАВЧЕНКО, В. И. УЛЬЯНОВ, В. А. ГОРДИЕНКО**, инженеры (АК «Киевэнерго»)

Представлен перечень разработанных технологических инструкций и операционных карт по сварочным работам для руководства при изготовлении, монтаже и ремонте технологического энергооборудования.

Ключевые слова: теплоэлектростанция, теплоэлектроцентраль, теплоцентраль, отопительные котельни, тепловые сети, распределительные сети, газопроводы, трубопроводы, трубы, сварка, термообработка, сварные соединения, контроль качества сварных соединений, технологическая документация

Основная роль в производстве тепла и электроэнергии в Украине принадлежит тепловой энергетике. На теплоэлектростанциях (ТЭС) и теплоэлектроцентралях (ТЭЦ) производится около 67 % электроэнергии в стране, на атомных электростанциях — примерно 24,5 %, на гидроэлектростанциях — приблизительно 8,5 %. В Украине работают 14 ТЭС*, включающих 104 блока различной мощности (шесть блоков по 150 МВт, 43 блока по 200 МВт, пять блоков по 250 МВт, 42 блока по 300 МВт, восемь блоков по 800 МВт), свыше 20 ТЭЦ и теплоцентралей (ТЦ) Минэнерго, энергоцехи на предприятиях**. Во всех городах имеются отопительные котельни различной мощности. Для передачи тепла во всех случаях используют тепловые и распределительные сети.

Тепловая энергетика является крупной отраслью страны. ТЭС в Украине оборудованы в основном блоками мощностью от 150 до 800 МВт, ТЭЦ (и некоторые ТЭС) располагают энергоблоками меньшей мощности — 25...100 МВт. Отмечена тенденция строительства на ТЭЦ более крупных энергоблоков. Так, на ТЭЦ-6 в г. Киеве сооружается энергоблок мощностью 300 МВт.

В Украине на ТЭС и ТЭЦ в основном эксплуатируются энергоблоки мощностью до 300 МВт. В 1980–1990 гг. введены в эксплуатацию крупные энергоблоки большой единичной мощности (по 800 МВт) на Угледорской (3 блока), Запорожской (3 блока) и Славянской (2 блока) ТЭС.

* Запорожская, Приднепровская, Криворожская, Зуевская, Кураховская, Луганская, Славянская, Старобешевская, Бурштинская, Добровольская, Ладыйжинская, Угледорская, Змиевская, Трипольская.

** ТЭЦ-2, ТЭЦ-3, ТЭЦ-4, ТЭЦ-5, ТЭЦ-6 (г. Киев), ТЭЦ-2 «Эсхар», ТЭЦ-3, ТЭЦ-5 (г. Харьков), Севастопольская, Лисичанская, Краматорская, Черкасская, Северодонецкая, Энергодарская, ТЭС Запорожского алюминиевого производственного комбината, ОАО «Азовсталь» и Металлургического комбината им. Ильича (г. Мариуполь), ОАО «Криворожсталь», Восточного горно-обогатительного комбината (г. Желтые Воды) и др.

Предприятия тепловой энергетики относятся к разряду повышенной опасности. Практически все теплотехническое оборудование ТЭС, ТЭЦ, ТЦ, других теплоагрегатов, отопительных котелен, тепловых и распределительных сетей и значительная часть вспомогательного оборудования (газоснабжение, паромазутопроводы, подвески и опоры трубопроводов, коммуникации питательной воды и др.) подведомственны требованиям государственных нормативных актов, обеспечивающих безопасные условия эксплуатации тепло- и энергоблоков и обслуживающего их персонала [1–10 и др.]. Объемы и сложность сварочных работ при изготовлении, монтаже и ремонте технологического оборудования тепло- и энергоблоков ТЭС, ТЭЦ, ТЦ и других теплоагрегатов весьма велики. Это прежде всего связано с большой номенклатурой применяемых сталей, заготовок, деталей, блоков и условиями работы (пространственное положение трубопроводов и других узлов). Для изготовления, монтажа и ремонта используются трубы, листы, поковки, фасонный прокат, отливки из углеродистых сталей общего назначения (типа Ст3 всех модификаций), из качественных углеродистых сталей перлитного класса (сталь 10, сталь 20), из низко- и среднелегированных (систем Mn–Si, Cr–Mo и Cr–Mo–V), теплоустойчивых сталей перлитного класса (12ХМ, 12Х1МФ, 15Х1М1Ф и

Таблица 1. Характеристики трубопроводов, применяемых в тепло- и энергоблоках

Категория	Группа	Рабочие параметры среды	
		Температура, °С	Давление, МПа (кгс/см ²)
I	1	Выше 560	Не ограничено
	2	Выше 520...560	»
	3	Выше 450...520	»
	4	До 450	Больше 8,0 (80)
II	1	Выше 350...450	До 8,0 (80)
	2	До 350	Больше 4,0 (40) до 8,0 (80)
III	1	Выше 250...350	До 4,0 (40)
	2	До 250	Больше 1,6 (16) до 4,0 (40)
IV	1	Выше 115...250	Больше 0,07 (0,7) до 1,6 (16)



Таблица 2. Блоки ТИ и ОК по сварке, термообработке и контролю качества сварных соединений технологического оборудования ТЭС, ТЭЦ, ТЦ, отопительных котелен, тепловых и распределительных сетей, газопроводов

Индекс ТИ, ОК	Наименование ТИ и ОК
<i>Подготовка производства и повышение квалификации работников по сборке, сварке и контролю качества сварных соединений</i>	
009	Инструкция по аттестации рабочих мест сварщиков, дефектоскопистов, слесарей-сборщиков
023	Технология изготовления подкладных колец
025	ТИ по поддуву аргона внутрь трубы при сварке трубопроводов энергоблоков*
011	ТИ по предварительному контролю сварочных материалов и защитных газов
<i>Сварка трубопроводов и технологического оборудования</i>	
001	Технологическая инструкция по ручной дуговой сварке стационарных трубопроводов из углеродистых и низколегированных сталей тепло- и энергоблоков*
002	ТИ по ручной дуговой сварке стационарных трубопроводов из теплоустойчивых сталей перлитного класса тепло- и энергоблоков*
003	ТИ на ручную аргонодуговую и комбинированную сварку труб тепло- и энергоблоков диаметром от 20 до 100 мм из сталей перлитного класса*
004	ТИ на сварку газопроводов от ГРП до котла и магистральных трубопроводов*
005	ТИ на сварку трубопроводов из сталей аустенитного класса для энергоблоков*
006	ТИ по сварке трубопроводов из разнородных сталей энергоблоков*
007	ТИ по сварке ответвлений штуцером из сталей аустенитного класса энергоблоков*
012	Технологическая инструкция по ручной дуговой сварке трубопроводов пара и горячей воды (III и IV категории) и в пределах котла*
013	ТИ по ручной дуговой сварке и контролю сварных соединений трубопроводов горячего промперегрева из низколегированных теплоустойчивых сталей перлитного класса на тепло- и энергоблоках*
014	ТИ по сварке и контролю качества сварных соединений опор, подвесок с трубопроводами*
015	ТИ по сварке ответвлений штуцером из стали перлитного класса*
018	Технологическая инструкция по ручной дуговой сварке трубопроводов тепломагистралей (диаметром от 76 до 1020 мм) и распределительных сетей*
020	ТИ на сварку несущих и ограждающих металлоконструкций тепло- и энергоблоков*
022	ТИ на сварку трубопроводов на подкладном кольце*
026	ТИ на сварку листовых конструкций при изготовлении и монтаже крупногабаритных резервуаров (баков)
028	ТИ по сварке стыков трубопроводов маслосистем и паромазутопроводов*
029	ТИ на сварку при изготовлении секторных отводов*
<i>Ремонт элементов оборудования и сварных соединений ТИ</i>	
008	ТИ по ремонту блоков трубопроводов после транспортировки и перегрузки*
017	ТИ по устранению дефектов в сварных соединениях трубопроводов*
019	ТИ по ремонту паропроводов среднего и высокого давления по типовым повреждениям в процессе эксплуатации*
021	ТИ по ремонту трубных систем паровых и водогрейных котлов*
<i>Оборудование и технология подогрева и термической обработки сварных соединений</i>	
027	ТИ по подогреву стыков при сварке и термообработке сварных соединений**
<i>Контроль сварочных материалов, защитных газов и сварных соединений</i>	
011	ТИ по предварительному контролю сварочных материалов и защитных газов
016	ТИ на радиографический контроль сварных соединений ответвлений штуцером трубопроводов
024	ТИ по предварительному контролю и контролю в процессе сварки
<i>Операционный контроль технологического процесса сварки и термообработки сварных соединений</i>	
010	ОК технологического процесса сварки трубопроводов из сталей перлитного класса
030	ОК технологического процесса сварки трубопроводов из сталей аустенитного класса
031	ОК технологического процесса сварки трубопроводов из разнородных сталей
032	ОК технологического процесса термообработки при сварке трубопроводов энергоблоков

* С техкартами.

** Рассматривается совместно с инструкциями 001, 002, 003, 005, 007, 008, 012, 013, 015, 017, 018, 019, 021, 022, 026, 028, 029.

др.) и из высоколегированных хромистых сталей марки 12X11B2MФ и хромоникелевых аустенитных 12X18H12T, 12X18H10T, 08X18H10T и др. Третью часть оборудования тепло- и энергоблоков состоит из трубопроводов четырех категорий и девяти групп (табл. 1) из указанных марок сталей. Сварка

трубопроводов диаметром меньше 800 мм из-за невозможности подварки корня шва изнутри трубы связана со значительными трудностями.

При изготовлении технологического оборудования тепло- и энергоблоков используют все доступные способы сварки плавлением, при монтаже

и ремонте — в основном сварку покрытыми электродами, аргонодуговую неплавящимся вольфрамовым электродом без и с присадкой сварочной проволоки, а также комбинированную сварку. В последнем случае корень шва (1–2 валика) проваривается в аргоне, а разделка заполняется с использованием покрытых электродов. При отрицательных температурах сварку всех узлов производят с подогревом, а из углеродистых сталей с содержанием углерода более 0,18 % и низко- и среднелегированных независимо от температурных условий окружающей среды — с подогревом и обязательной последующей термообработкой сварных соединений.

С особой тщательностью проводят все операции по сварке, термообработке, контролю качества трубопроводов III и IV категорий, работающих в экстремальных условиях температуры и давления.

Сложным элементом сварочной технологии является контроль качества сварных соединений.

При выполнении сборки, сварки, термообработки и контроля качества сварных соединений трубопроводов, трубных систем котлов, вспомогательного оборудования, тепловых и распределительных сетей, газопроводов и другого оборудования ТЭС, ТЭЦ и прочих теплоагрегатов специалисты должны учитывать множество государственных нормативных актов, а также РД 34 15.027–89 (РТМ-1С–93) «Сварка, термообработка и контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте оборудования электростанций». Все эти документы составлены в не достаточно конкретизированном виде, поэтому пользование ими затруднено. Нередки случаи, когда ряд важных требований в процессе сварки не выполняется. С учетом этих обстоятельств ИЭС им Е. О. Патона в содружестве с ОАО «Энергомонтажпроект» и АК «Киевэнерго» разработаны блоки Технологических инструкций (ТИ) с техкартами и Операционных карт (ОК) (всего 32 наименования) по сварке, термообработке и контролю качества конкретных узлов ТЭС, ТЭЦ и других теплоагрегатов (табл. 2).

Разработанные ТИ и ОК подвергнуты экспертизе, согласованы с Государственным департаментом Госнадзорохрантруда Украины и введены в действие с 2000–2001 гг. В этих документах подробно описаны все этапы технологического процесса сварки конкретных узлов ТЭС, ТЭЦ и других теплоагрегатов, систем, начиная от приемки исходных заготовок, блоков заводского исполнения, ремонта их в случае повреждения при транспортировке, а также при погрузке-разгрузке и кончая приемкой службами технического контроля сварных узлов в готовом виде. Даны рекомендации по ремонту узлов с типовыми повреждениями, использованию сварочных материалов, сварочного и термического оборудования, режимов выполнения всех операций по подготовке к сварке, подогреву (охлаждению),

Technological instructions and process sheets for welding to be used as guidelines in manufacture, assembly and repair of power generation equipment are considered.

термообработке и контролю качества сварных соединений. В ОК даны сведения по операционному контролю технологического процесса руководящими и исполнительными ИТР.

Действие разработанных ТИ и ОК по сварке узлов котла, распределительных сетей, трубопроводов промышленного перегрева (III и IV категорий) распространяются на тепло- и энергоблоки мощностью до 300 МВт. Остальные ТИ и ОК могут быть использованы независимо от мощности имеющихся блоков на ТЭС, ТЭЦ.

В случае необходимости специалисты ИЭС им. Е. О. Патона могут осуществить адресную доработку указанных ТИ и ОК применительно к конкретным тепло- и энергоагрегатам потребителя, а также произвести соответствующую экспертизу и согласование с органами Госнадзорохрантруда Украины.

Применение предлагаемой документации даст возможность повысить уровень подготовки и выполнения сварочных работ, квалификацию, технологическую дисциплину и ответственность работников (рабочих и ИТР), занятых в изготовлении, монтаже и ремонте оборудования тепло- и энергоблоков, избежать ошибок в разработке технологий и в результате обеспечить высокое качество и эксплуатационную надежность оборудования ТЭС, ТЭЦ, ТЦ, отопительных котелен, теплосетей, газопроводов.

Новая документация применяется АК «Киевэнерго» при сооружении энергоблока мощностью 300 МВт на Киевской ТЭЦ-6. Планируется использовать ее при ремонте и реконструкции энергоблоков ТЭС, ТЭЦ.

За консультациями по вопросу применения технологической документации обращаться по тел. (044) 227-07-55 и 227-10-88.

1. ДНАОП 0.00-1.11–98. Правила устройства и безопасной эксплуатации трубопроводов пара и горячей воды: Утв. Госнадзорохрантруда Украины 08.09.98. — Киев, 1998. — 30 с.
2. ДНАОП 0.00-1.08–94. Правила устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов: Утв. Госнадзорохрантруда Украины 26.05.94. — Киев, 1994. — 48 с.
3. ДНАОП 0.00-1.07–94. Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением: Утв. Госкомитетом Украины по надзору за охраной труда от 18.10.94. — Киев, 1994. — 36 с.
4. СНуП 3.05.03–85. Тепловые сети. — Введ. 01.06.85.
5. СНуП 2.04.07–86. Тепловые сети. — Введ. 01.05.85.
6. СНуП 3.03.01–87. Несущие и ограждающие конструкции. — Введ. 01.07.88.
7. ДНАОП 0.00-1.20–98. Правила безпеки систем газопостачання України. — Чинні з 01.09.98.
8. СНуП 3.05.02–88. Газоснабження. Правила виробства і приймки работ. Внутренніе устроїства. Наружніе сети і сооруже́ння. — Введ. 01.06.88.
9. СНуП 3.05.05–84. Строительные нормы и правила. Технологическое оборудование и технологические трубопроводы. — Введ. 01.06.84.
10. Чинні нормативні документи з охорони праці та пожежної безпеки, обов'язкові для виконання підприємствами та організаціями Міненерго України: Показчик. — К.: НДІ енергетики, 1997. — 54 с.

Поступила в редакцию 05.07.2002



ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ПОСТОЯННОМ ТОКЕ ПРИ ПРЯМОЙ ПОЛЯРНОСТИ

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

Приведен обзор работ, посвященных разработке в ИЭС им. Е. О. Патона процесса сварки алюминиевых сплавов на токе при прямой полярности и внедрению его в промышленность. Установлена область его применения, перечислены возникшие при этом проблемы, показаны преимущества процесса.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминиевые сплавы, неплавящийся электрод, прямая полярность, оксидная пленка

Развитие ведущих отраслей промышленного производства, в частности сварочного, неразрывно связано с разработкой и внедрением новых высокоэффективных технологических процессов и оборудования. В 1960–1970-х гг. в бывшем СССР создавались новые конструкции в космической, авиационной, судостроительной и других отраслях техники с широкой областью применения алюминиевых сплавов. Началась разработка космического комплекса «Буран». Одновременно разрабатывались и успешно применялись новые высокопрочные свариваемые алюминиевые сплавы, например, ряд сплавов типа 1915, Д20, Д21, 1201 систем легирования Al–Zn–Mg и Al–Cu–Mn. Появилась необходимость выполнять сварку соединений толщиной 10...15 мм и более за один проход при минимальном тепловложении. Существующие тогда способы сварки не обеспечивали выполнение этих требований. В это время в ИЭС им. Е. О. Патона начались исследования по разработке и совершенствованию новых высокоэффективных способов сварки алюминиевых сплавов — электронно-лучевой и гелиево-дуговой сварки (ГДС) на токе при прямой полярности [1].

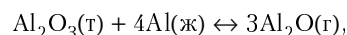
Согласно сведениям, полученным из зарубежных журналов [2, 3], способ сварки неплавящимся электродом на токах при прямой полярности в гелии являлся перспективным. Однако данные, приводимые в них, в основном носили рекламный характер. Для успешного применения ГДС в промышленности нужно было решить целый ряд теоретических и экспериментальных задач. К первоочередным относились исследование процесса разрушения оксидной пленки, изучение энергетических характеристик, разработка промышленной технологии, определение требований к специальному оборудованию и его разработка, изучение свойств соединений высокопрочных сплавов.

Работы по изучению и внедрению процесса ГДС выполнялись коллективом под руководством Д. М. Рабкина. В основной состав входили сотрудники отдела О. Н. Иванова, В. П. Будник, Б. А. Стебловский.

В ходе обсуждения возникающих вопросов Д. М. Рабкин неоднократно подчеркивал, что ре-

шение поставленных задач зависит от раскрытия и уточнения процессов, протекающих в дуге на токе при прямой полярности, в том числе влияющих на разрушение оксидной пленки алюминия. Длительное время считали, что основным процессом, способствующим разрушению оксидной пленки при сварке алюминиевых сплавов, является катодное распыление [4]. С этой точки зрения невозможно было объяснить возможность получения качественных швов при сварке на токе при прямой полярности. В работе [5] было высказано предположение о возможности протекания энергетического процесса разрушения оксидов при сварке.

В ИЭС им. Е. О. Патона была проведена серия экспериментов, позволивших получить ответ на этот вопрос [6]. В ходе масс-спектрометрических исследований в парах алюминиевых образцов были обнаружены ионные токи, соответствующие молекулам алюминия и Al_2O . Термодинамический расчет возможных химических реакций в сварочной ванне показал наиболее вероятный тип взаимодействия оксидной пленки с расплавленным алюминием:



где буквами т, ж и г обозначены соответственно твердая, жидкая и газовая фазы. Эти эксперименты позволили установить возможность протекания химической реакции в расплавленном алюминии, а также разрушения оксидов в сварочной ванне.

В результате термодинамического расчета и на основе экспериментальных данных были получены ожидаемые значения температуры равновесия этой реакции: 2300 (теоретическое) и 2130 К (при пересчете экспериментальных данных).

Таким образом, было установлено, что разрушение оксидной пленки при сварке алюминия происходит при высоких значениях температуры расплавленного металла. Поэтому вряд ли возможно развитие химической реакции во всем объеме сварочной ванны.

Исследование температурных условий в процессе сварки производили при измерениях с помощью вольфраморениевых термопар [7]. Опыты выполняли при сварке в гелии и аргоне. В случае использования гелия установлено превышение температуры по всей глубине ванны на 200...300 К по сравнению со сваркой в аргоне. Непосредственно под дугой измеренная

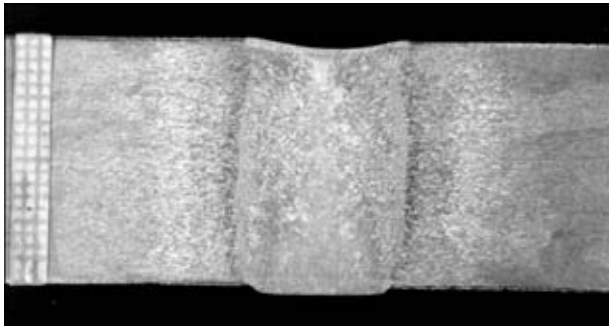


Рис. 1. Макрошлиф соединения сплава 1201 толщиной 20 мм, полученного при однопроходной ГДС ($I_{св} = 550$ А, $v_{св} = 6$ м/ч)

температура жидкого металла при сварке в гелии составляет 2000...2100 К. Очевидно, именно в приэлектродном слое разрушается основная масса оксидной пленки. Эти эксперименты позволяют объяснить и недостаточное разрушение оксидов при использовании аргона, и невозможность его применения для сварки способом ГДС.

Получить качественную поверхность швов можно при высокой концентрации энергии дуги, которая достигается при сварке в гелии. Разрушение оксидной пленки зафиксировано и при сварке в аргоне, но при дуговом промежутке, близком по длине короткому замыканию, и при существенно меньшей глубине проплавления. Сварка в гелии тоже требует небольшой длины дуги, но это требование менее жесткое, чем при использовании аргона. Данную особенность процесса, а также необходимость применения дорогостоящего гелия можно отнести к недостаткам указанного способа сварки.

Определение схемы разрушения оксида алюминия в сварочной ванне позволило изучить особенности процесса сварки на постоянном токе. Были исследованы преимущества ГДС. КПД процесса достигает 85 %, благодаря чему увеличивается глубина проплавления при меньшем токе (по сравнению с другими дуговыми способами).

Большая проплавливающая способность процесса позволяет выполнять швы металла большой толщины за один проход [8]. Можно получить соединение толщиной до 20 мм (рис. 1). Выполнить соединение деталей такой или близкой толщины способом однопроходной аргонодуговой сварки (АДС) невозможно.

Высокая концентрация тепловой энергии, большие скорости нагрева и охлаждения основного металла приводят к уменьшению зоны термического влияния (ЗТВ) соединения, находящейся под воздействием высоких температур. В результате при ГДС зона термического влияния и ширина швов

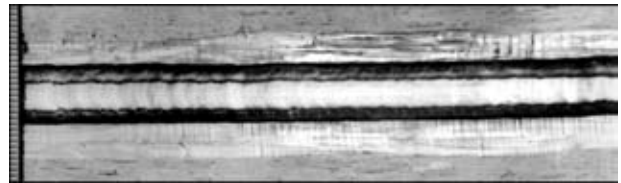


Рис. 3. Внешний вид шва при ГДС сплава 1201 толщиной 10 мм ($I_{св} = 300$ А, $v_{св} = 12$ м/ч)

меньше в 1,5...2,0 раза, чем при сварке в аргоне на переменном токе (рис. 2) [9]. Такое преимущество особенно важно при сварке термически упрочняемых высокопрочных сплавов.

Установлено, что при ГДС можно получать соединения на значительно больших скоростях, чем при АДС. Так, соединение металла толщиной 3 мм выполняли со скоростью сварки 100 м/ч без нарушения качества формирования шва.

К особенностям процесса ГДС относится и влияние высокой температуры сварочной ванны на поведение легирующих составляющих металла. Повышается испарение перегретой прослойки из прианодного пятна. Особенно это заметно при сварке алюминиевых сплавов с легирующими элементами (цинк, марганец, литий), имеющими низкую температуру кипения — 907, 1107 и 1342 °С. У алюминия этот показатель составляет 2520 °С. Такие элементы испаряются довольно интенсивно, оставляя темный налет на поверхности шва и соединения, который легко удаляется и не оказывает влияния на свойства соединений. При сварке сплавов, не содержащих элементы с низкой температурой кипения, подобный налет не образуется. Внешний вид поверхности шва, выполненного ГДС, на сплаве 1201 показан на рис. 3.

Для поддержания короткого дугового промежутка при ГДС возникла необходимость в автоматизации процесса и разработке специального оборудования. Была создана система автоматического регулирования напряжения дуги (АРНД), основанная на существующей зависимости между напряжением и длиной дуги. Одной из составляющих этой системы является сварочная горелка (типа А-1736) с подвижным электродом, разработанная в конструкторском бюро ИЭС им. Е. О. Патона. Управление горелкой для поддержания дугового промежутка с погрешностью $\pm 0,1$ мм осуществляли при помощи блока ОБ-2041.

Процесс сварки с применением системы АРНД значительно повысил стабильность формирования швов. Остальное используемое сварочное оборудование может быть серийного производства, без дополнительной доработки.

Дальнейшее развитие способа сварки алюминиевых сплавов на токе при прямой полярности идет по пути повышения уровня автоматизации при регулировании глубины проплавления соединений.

Жесткая связь между падением напряжения на дуге и дугового промежутка использована для создания процесса сварки на весу. Это позволило стабилизировать глубину проплавления, под-

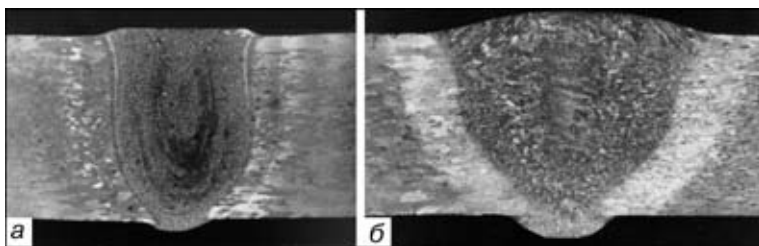


Рис. 2. Макрошлифы соединений сплава 1201 толщиной 12 мм: а — при однопроходной ГДС ($I_{св} = 430$ А, $v_{св} = 14$ м/ч); б — при АДС ($I_{св} = 600$ А, $v_{св} = 8$ м/ч)



держивая его на постоянном уровне путем автоматического варьирования тока.

Проведен ряд исследований и на основе их результатов разработан блок управления источником питания для регулирования сварочного тока. Технологические эксперименты показали возможность получения сварных соединений из алюминиевых сплавов без поддержания расплавленного металла шва подкладными элементами.

Была разработана технология ручной сварки ГДС. Невозможность автоматического регулирования дугового промежутка усложняет ведение такого процесса. Тем не менее, квалифицированный сварщик может выполнять ремонтную сварку различных соединений, особенно при большой толщине металла. При этом сохраняются все преимущества ГДС — высокая проплавливающая способность, небольшая ЗТВ, не требуется подогрев узла для увеличения проплавления.

При разработке технологии сварки алюминиевых сплавов на постоянном токе (прямая полярность) были определены требования к форме рабочего торца неплавящегося электрода, подготовке основного металла и сборке соединений. Детально изучены технологические факторы, определяющие качество швов, установлены условия, при которых достигаются оптимальные результаты при сварке.

Благодаря выполненным исследованиям установлена возможность применения способа сварки алюминиевых сплавов на токе при прямой полярности для изготовления конструкций ответственного назначения. Способ ГДС был внедрен в космической и авиационной отраслях бывшего СССР (при изготовлении баков ракеты «Энергия», узлов кабины космического самолета «Буран»), а также для ряда других конструкций ответственного назначения.

Выводы

1. К преимуществам процесса сварки алюминиевых сплавов на постоянном токе при прямой полярности относятся высокая проплавливающая способность, в

1,5...2,0 раза большая по сравнению с АДС, что дает возможность выполнять однопроходную сварку металла большой толщины; в 1,5...2,0 раза меньшее тепловложение, чем при АДС, уменьшение ЗТВ; возможность выполнять сварку на высоких скоростях.

2. Недостатки процесса заключаются в необходимости выполнять сварку на небольшой длине дугового промежутка, что требует применения автоматического управления; в необходимости тщательной подготовки металла под сварку и сборки соединений с более высокими требованиями, чем при АДС. Кроме того, использование гелия в качестве защитной среды удорожает процесс сварки.

3. Процесс ГДС целесообразно применять для сварки конструкций ответственного назначения из высокопрочных термически упрочняемых и нагартованных сплавов.

1. *Сварка* алюминиевых сплавов на постоянном токе прямой полярности / Д. М. Рабкин, О. Н. Иванова, Б. А. Стебловский, В. П. Будник // *Автомат. сварка.* — 1971. — № 3. — С. 71–72.
2. *Liptak J. A. Gas tungsten-arc welding heavy aluminiumplate* // *Welding J.* — 1965. — № 6. — P. 276–281.
3. *Welding aluminum space launch vehicles* / S. A. Agnew, N. E. Anderson, C. R. Felmley et al. // *Ibid.* — 1964. — № 11. — P. 932–936.
4. *Бродский А. Я.* Аргодуговая сварка вольфрамовыми электродами. — М.: Машгиз, 1956. — 382 с.
5. *Юсуфова З. А., Лесков Г. И.* К вопросу о механизме разрушения окисных плен при сварке алюминиевых сплавов в среде инертных газов // *Свароч. пр-во.* — 1970. — № 7. — С. 57–58.
6. *Термическое разрушение окисной пленки при сварке алюминия* / В. П. Будник, Д. М. Рабкин, О. Д. Смиян, В. Н. Товмаченко // *Автомат. сварка.* — 1975. — № 10. — С. 74–75.
7. *Будник В. П.* Влияние вида инертного газа на температуру ванны и разрушение оксидной пленки при сварке алюминия // *Автомат. сварка.* — 1994. — № 12. — С. 23–25.
8. *Проплавливающая способность дуги постоянного и переменного тока* / В. П. Будник, Б. А. Стебловский, М. Г. Буцько, В. Г. Крылов // *Там же.* — 1982. — № 8. — С. 68–70.
9. *Свойства соединений алюминиевых сплавов, выполненных сваркой на постоянном токе прямой полярности* / О. Н. Иванова, А. В. Лозовская, Д. М. Рабкин, В. П. Будник // *Там же.* — 1973. — № 3. — С. 8–11.

Papers dedicated to the process of direct polarity current welding of aluminium alloys developed by the E.O.Paton Electric Welding Institute and its commercial application are reviewed. The application field of this process has been identified, the related problems are listed and advantages are shown.

Поступила в редакцию 19.07.2002,
в окончательном варианте 10.08.2002

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА ТОНКОЛИСТОВЫХ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ СПЕЦИАЛЬНЫХ ПРИЕМОМ

В. Д. ШЕЛЯГИН, В. Ю. ХАСКИН, кандидаты техн. наук, А. В. СИОРА, А. В. САХАРНОВ,
Е. И. ГОНЧАРЕНКО, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены преимущества лазерной сварки с применением различных технологических приемов, включающих дополнительную подачу присадочной проволоки, нанесение на свариваемый металл тонких слоев флюса, уменьшение фокусного расстояния объектива, введение импульсно-периодической модуляции излучения.

Ключевые слова: лазерная сварка, тонколистовые стали, специальные приемы, флюс, присадочные проволоки, фокусное расстояние, непрерывное и импульсно-периодическое излучение, скорость сварки, микроструктура, микротвердость

В современной промышленности экономически развитых стран большое распространение получает лазерная сварка [1], в частности, сварка тонколистовых (до 1,5...2,0 мм) сталей. Например, при сварке листовых заготовок из сталей различных марок и толщин для штамповки автомобильных корпусов [2]. В отечественной промышленности также возникают задачи сварки крупногабаритных изделий из тонколистовых нержавеющей и углеродистых сталей без их термомодеформаций. Например, сварка крупногабаритных конических диффузоров из нержавеющей стали толщиной $\delta = 0,8$ мм для пищевой промышленности, объемных конструкций для интерьеров магазинов и др. Решение таких задач традиционными способами сварки либо невозможно, либо затруднено. Одним из способов, позволяющим решать возникающие проблемы, является лазерная сварка. Однако она предъявляет определенные требования к условиям стыковки свариваемых кромок [3] (особенно в случае сварки тонколистовых изделий). Кроме того, при обычной лазерной сварке могут наблюдаться такие явления, как утонение сварного шва, образование пор и внутренних полостей, подрезов, вскипание металла в верхней части шва (особенно при сварке с высокими скоростями кипящих и нераскисленных сталей). Примером может служить стыковое соединение (рис. 1), выполненное лазерной сваркой со скоростью 340 м/ч (мощность излучения 3 кВт, фокусное расстояние объектива 300 мм). Технологи-сварщику необходимо использовать различные дополнительные приемы для облегчения подготовительных сварочных операций, упрощения конструкций технологической оснастки, надежного устранения указанных дефектов сварных швов.

Была сконструирована необходимая оснастка для сварки тонколистовых сталей лазерным способом и отработаны специальные технологические приемы, направленные на улучшение формирования сварных швов, приближение их механических свойств к аналогичным свойствам основного ме-

талла, снятие жестких требований к подготовке свариваемых кромок, снижение мощности лазерного излучения, повышение скорости сварки. К таким приемам относятся традиционно сварочные (применение флюсов и присадочных проволок), связанные с особенностями лазерного излучения как источника нагрева (использование различных фокусирующих объективов, импульсно-периодической модуляции излучения), а также сочетание лазерного нагрева с плазменным, дуговым или высокочастотным (гибридные и комбинированные способы сварки). Последняя группа является достаточно перспективной, так как позволяет частично заменять мощность лазерного излучения мощностью более дешевых тепловых источников (например, электродуговых) при сравнительно небольших изменениях качества процесса [3]. В данной статье исследовали только первые две группы специальных приемов.

Исследования по лазерной сварке тонколистовых сталей проводили на технологическом лазере ЛТ-104 (мощность излучения до 10 кВт) [4]. Сварку вели при помощи «летающей оптики», установленной на двухкоординатном манипуляторе. Образцы размером 300×100 мм закрепляли в специальной струбине. Их изготавливали из низкоуглеродистых (Ст05кп, Ст08кп, Ст3кп) и нержавеющей (08Х12Н9Т2, 12Х18Н10Т) сталей с $\delta = 0,1; 0,8; 1,0; 1,25; 1,5; 2,0$ мм. Сварку проводили, используя однокомпонентный флюс (TiO_2) встык и внахлест с защитой углекислым газом (для низкоуглеродистых) сталей или аргоном (для нер-

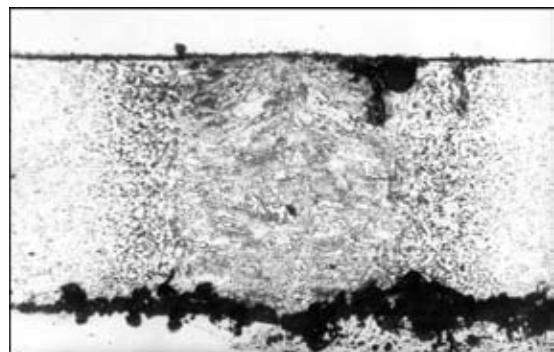


Рис. 1. Микроструктура сварного соединения стали Ст08кп, выполненного лазерной сваркой без использования дополнительных приемов, $\times 63$

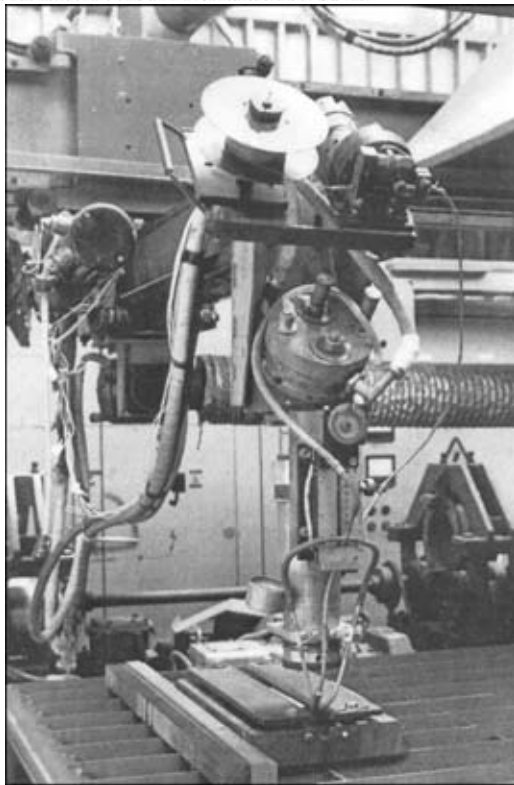


Рис. 2. Общий вид сварочной головки для лазерной сварки с подачей присадочной проволоки

жавеющих) с использованием присадочных проволок Св-08Г2С и 12Х18Н10Т ($\delta = 0,8$ мм) и без них (рис. 2). Для сварки с подачей присадочной проволоки была изготовлена сварочная головка (рис. 2). Во всех случаях мощность сфокусированного на изделие непрерывного излучения CO_2 -лазера составляла порядка 3 кВт. Было установлено, что оптимальная скорость подачи присадочной проволоки практически во всех случаях лежит в пределах 90...100 м/ч. При использовании присадки требования к стыковке свариваемых кромок значительно снижаются: допускаются зазоры до 30...50 % δ , депланация до 50 % [5] (последний параметр желательно исключить по эстетическим соображениям).

Для фокусирования лазерного излучения использовали два типа однолинзовых объективов: с фокусным расстоянием $F = 300$ и 200 мм. Перетяжку горловины каустики располагали на половине толщины образца. При использовании объектива с фокусным расстоянием $F = 300$ мм достигнуты скорости сварки $v_{\text{св}}$ до 360 ($\delta = 0,8$ мм) и 120 м/ч ($\delta = 1,5$ мм). В случае использования присадочной проволоки $v_{\text{св}}$ — до 240 м/ч ($\delta = 0,8$ мм). При использовании объектива с фокусным расстоянием $F = 200$ мм получены $v_{\text{св}}$ до 600 м/ч ($\delta = 0,8$ мм) и 300...320 м/ч ($\delta = 1,5$ мм). В случае использования присадочной проволоки $v_{\text{св}}$ до 400 м/ч ($\delta = 0,8$ мм).

Следует отметить, что с увеличением толщины образца ($\delta \geq 3$ мм) применение короткофокусных линз уже не позволяет повышать скорость сварки. Швы, полученные с использованием таких объективов, значительно шире швов с применением более длиннофокусной оптики. Это объясняется умень-

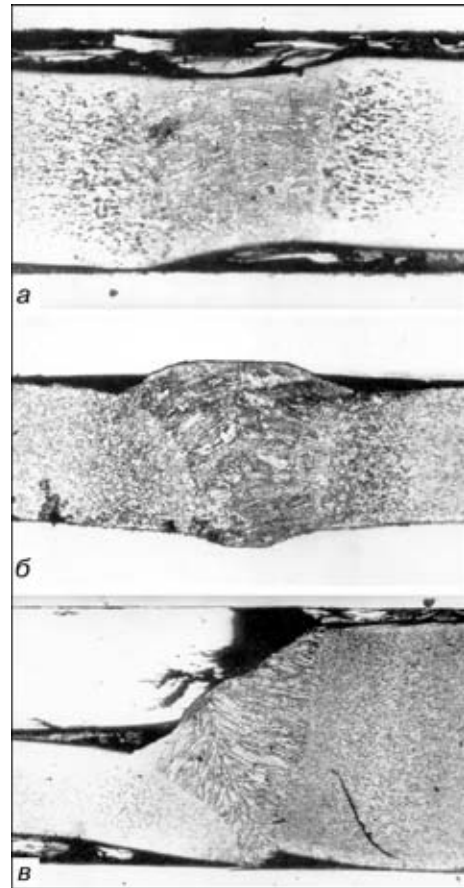


Рис. 3. Микроструктура сварных соединений низкоуглеродистых сталей, выполненных лазерной сваркой, $\times 63$: а — $v_{\text{св}} = 540$ м/ч, $\delta = 0,8$ мм; б — с применением присадочной проволоки Св-08Г2С ($v_{\text{св}} = 420$ м/ч, $\delta = 0,8$ мм); в — сварка разнотолщинного стыка с применением присадочной проволоки ($v_{\text{св}} = 240$ м/ч, $\delta = 0,8$ и 2,0 мм), $\times 32$

шением длины горловины каустики с уменьшением фокусного расстояния [6].

Необходимость применения флюсов вызвана тем, что при достаточно высоких скоростях (400...600 м/ч) не успевает произойти полная дегазация сварочной ванны и в верхней части шва образуются поры. Сварочные флюсы замедляют образование хвостовой части сварочной ванны, легируют ее (раскисляют) и позволяют получать качественные швы. Использование флюса при сварке с высокими скоростями оправдано при нанесении его очень тонким слоем ($< 0,1$ мм), плотно сцепленным с образцом. При относительно толстых и неплотно сцепленных слоях мощность излучения поглощается во флюсе и не успевает передаться металлу. Так, для надежного раскисления сварочной ванны и устранения пор на образцы (Ст5кп и Ст08кп) наносится флюс (основа TiO_2), вяжущий компонент — клей «Суперцемент» (слой порядка 0,5 мм). При использовании объектива $F = 200$ мм для $\delta = 0,8$ мм $v_{\text{св}} = 420$ м/ч, для $\delta = 1,25$ мм $v_{\text{св}} = 300$ м/ч.

Устранение порообразования при лазерной сварке с высокими скоростями возможно не только путем применения флюсов, но и легированием сварочной ванны с помощью присадочных проволок. Их использование оправдано при сварке низкоуглеродистых сталей ($v_{\text{св}} > 400$ м/ч), а также

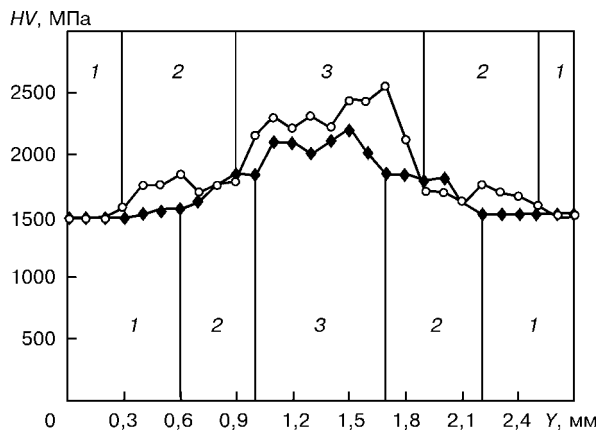


Рис. 4. Распределение микротвердости HV в направлении Y , перпендикулярном плоскости сваренного стыка, на середине образца для случая высокоскоростной лазерной сварки (\blacklozenge) и лазерной сварки с присадочной проволокой (\circ): 1 — основного металла; 2 — металл ЗТВ; 3 — сварной шов

при наличии неустраняемых зазоров стыковки свариваемых кромок. Основным недостатком использования присадочных проволок является необходимость повышения мощности лазерного излучения для повышения скорости сварки. В связи с этим представляет интерес использование дополнительного источника мощности в виде комбинированной с лазерным излучением дуги плавящегося электрода.

Сварку осеботонких сталей желательно проводить импульсно-периодическим лазерным излучением. При этом значительно уменьшается размер зоны термического влияния (ЗТВ), повышается стабильность процесса, устраняется опасность прожогов [7]. Так, для сварки нержавеющей фольги $\delta = 0,1$ мм можно рекомендовать следующий режим: защита — аксиальная подача аргона, фокусное расстояние объектива $F = 300$ мм, диаметр пятна излучения на поверхности изделия 0,6 мм, средняя мощность излучения 190...200 Вт, пиковая — 500...600 Вт, частота следования импульсов 200 Гц, скважность 2,5...3,0, $v_{св} = 360$ м/ч.

Металлографические исследования сварных швов и металла ЗТВ проводили по микрошлифам образцов с использованием оптического микроскопа «Neophot-32» ($\times 25...600$) и твердомера М-400 МВК-Е фирмы «Лесо» при нагрузках 0,01...10,0 Н. Для выявления микроструктуры швов в низкоуглеродистых сталях использовали холодное химическое травление 4 %-м спиртовым раствором азотной кислоты, а в нержавеющей — электролитическое травление в растворе хромовой кислоты. Исследования результатов сварки стали Ст05кп ($\delta = 0,8$ мм) показали следующее.

При лазерной сварке без использования специальных приемов ($v_{св} = 540$ м/ч) ширина шва составляет 0,705 мм, ширина металла ЗТВ 0,214...0,277 мм. Структура металла шва представляет смесь феррита (HV 1850 МПа) и перлита (HV 2200 МПа). Небольшая часть феррита имеет видманштеттову структуру. В металле ЗТВ структура ферритно-перлитная. Количество перлита значительно, что, вероятно, связано с высокими скоростями охлаждения при лазерной сварке (при

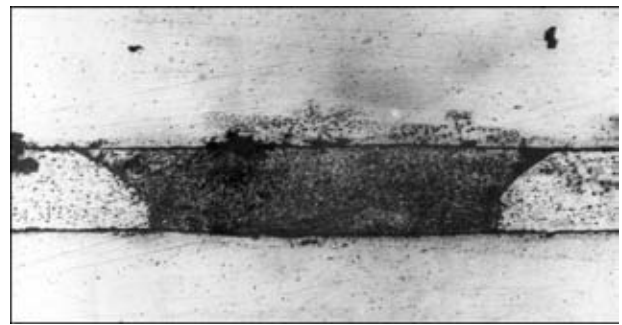


Рис. 5. Микроструктура шва, полученного импульсно-периодической лазерной сваркой нержавеющей стали ($\delta = 0,1$ мм), $\times 156$

высоком охлаждении образуется псевдоэвтектоид, который содержит меньшее количество углерода, чем перлит, образующийся в условиях замедленного охлаждения) [8]. Размер ферритного зерна 8...7 баллов (согласно ГОСТ 5639-82).

При лазерной сварке с использованием присадочной проволоки Св-08Г2С ($\delta = 0,8$ мм) $v_{св} = 420$ м/ч, ширина шва 0,882 мм, ширина металла ЗТВ 0,441...0,567 мм. Структура металла шва феррито-перлитная (HV 1680 МПа — феррит; HV 1850...2010 МПа — перлит), встречаются участки феррита, имеющего видманштеттову структуру, а также участки игольчатой структуры вероятно бейнитной (HV 2240...2290 МПа). В металле ЗТВ структура ферритно-перлитная. Количество перлита несколько большее, по сравнению с предыдущим образцом. Размер ферритного зерна 7...8 баллов.

Поперечное распределение микротвердости в средней части показанных на рис. 3, а, б сварных швов приведено на рис. 4. Результат применения присадочной проволоки показан на рис. 3, б, в. Сравнив рис. 3, а и б, видно, что присадочная проволока устраняет провисание швов, создает необходимое усиление верхнего валика. Небольшой загиб сваренных кромок в области шва — результат действия гильотинных ножиц, с помощью которых были изготовлены образцы (отсутствовала дополнительная подготовка кромок). Структура швов в нержавеющей стали $\delta = 0,1$ мм показана на рис. 5.

Выводы

1. Исследованы технологические особенности лазерной сварки тонколистовых ($\delta \leq 2$ мм) низкоуглеродистых и нержавеющей сталей:

подача присадочной проволоки со скоростью 90...100 м/ч позволяет легировать металл шва, устраняет поры, подрезы, делает требования к стыковке свариваемых кромок значительно менее жесткими; металл присадочной проволоки создает требуемое усиление;

использование флюсов, нанесенных плотными тонкими слоями, раскисляет металл шва, замедляет остывание хвостовой части сварочной ванны, устраняет поры, улучшает формирование верхнего валика усиления;

уменьшение фокусного расстояния объектива с 300 до 200 мм позволяет увеличить скорость сварки тонколистовых сталей в 1,5...3,0 раза (выше $\delta = 3$ мм эта зависимость теряется);



введение импульсно-периодической модуляции излучения позволяет получать узкие и мелкодисперсные швы с малой ЗТВ, что может быть использовано при сварке фольг.

2. Металлографические исследования показали, что в случае малого (до 0,3%) содержания углерода в основном и присадочном материале лазерная сварка тонких сталей со специальными приемами (как и обыкновенная лазерная сварка) позволяет получать достаточно прочные и пластичные соединения с мелкодисперсной равноосной феррито-перлитной структурой.

3. Недостатком лазерной сварки с присадочной проволокой является необходимость дополнительных затрат лазерной мощности (10...30%) на ее плавление.

1. Коваленко В. С. Лазерная технология на новом этапе развития // Автомат. сварка. — 2001. — № 12. — С. 4–11.
2. Schneider C., Prange W. Tailored blanks — ein Werkstoff für neue Formen der Konstruktion // Thyssen Technische Berichte. — 1992. — № 1. — S. 97–106.
3. Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю. Тенденции развития лазерно-дуговой сварки // Автомат. сварка. — 2002. — № 6. — С. 28–33.
4. Технологический СО₂-лазер ЛТ 104 мощностью 10 кВт / В. П. Гаращук, В. Д. Шелягин, О. К. Назаренко и др. // Там же. — 1997. — № 1. — С. 36–39.
6. Ландсберг. Оптика. — М.: Наука, 1976. — 928 с.
7. Особенности сварки тонколистовых углеродистых сталей импульсно-периодическим излучением СО₂-лазера / В. Ю. Хаскин, С. Ю. Павловский, В. П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 2. — С. 42–45.
8. Грабин В. Ф. Металловедение сварки плавлением. — Киев: Наук. думка, 1982. — 415 с.

Advantages of laser welding using various technological approaches (feed of an additional filler wire, deposition of a thin flux layer on base metal, decrease in focal distance of the lens, application of periodic-pulsed radiation modulation) are considered.

Поступила в редакцию 24.01.2002 г.



СВАРОЧНЫЙ МОБИЛЬНЫЙ КОМПЛЕКС КСМ 005

Комплекс предназначен для контактной сварки в полевых условиях непрерывным оплавлением рельсов площадью поперечного сечения от 6500 до 10000 мм² со снятием грата непосредственно после сварки. Комплекс комплектуется сварочной головкой К 920-1.

КСМ 005 выполнен на базе автомобильного шасси МАЗ-6303-040 и имеет комбинированный ход для перемещения по железнодорожной колее, что позволяет ему в короткие сроки прибыть к месту строительства и ремонта железной дороги. В кузове автомобиля расположена электростанция, сварочная машина, насосная станция, шкаф управления, подъемник и другое вспомогательное оборудование.

Технические характеристики сварочного мобильного комплекса КСМ 005

Электростанция ADZ - 360, кВ·А.....	360
Номинальное напряжение электростанции, В.....	400
Частота, Гц.....	50
Продолжительность сварки стыка, не более, мин.....	3
Угол поворота подъемника со сварочной головкой в горизонтальном положении, град.	90
Вылет стрелы подъемника от оси пути, мм.....	3915
Максимальное выдвигание секции со сварочной головкой, мм.....	860
Скорость передвижения по железнодорожной колее, км/ч.....	25
Габаритные размеры, не более, мм.....	10000×2500×3850
Масса снаряженного комплекса, кг.....	25800
Номинальный длительный вторичный ток, кА.....	21,5
Наибольший вторичный ток, кА.....	67
Наибольшая мощность короткого замыкания, кВ·А.....	500
Номинальное усилие осадки при давлении в гидросистеме 21 МПа, кН.....	1000
Мощность при ПВ-40%, кВ·А.....	236
Максимальная скорость осадки, мм/с.....	20



74800, Украина, Херсонская обл., г. Каховка, ул. Пушкина, 109.
Тел.: 33285, 35967; факс: 42590 (код Каховки — 05536, код Украины — 38)
e-mail: info@kzeso.com

ТЕРМИЧЕСКИЕ ЦИКЛЫ ПРИ ПЛАЗМА-МИГ НАПЛАВКЕ

Н. А. МАКАРЕНКО, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь),
В. А. НЕВИДОМСКИЙ, инж. (Ново-Краматор. машиностроит. з-д)

Отмечаются недостатки технологии дуговой наплавки порошковой проволокой под флюсом деталей металлургического оборудования, работающих в условиях термической нагрузки. Неравномерное распределение легирующих элементов по сечению наплавленного валика снижает стойкость роликовых машин непрерывного литья. Особенности тепловложения при плазма-МИГ наплавке обуславливают равномерное распределение компонентов наплавляемого сплава уже в первом слое.

Ключевые слова: дуговая наплавка, плазма-МИГ наплавка, ремонтная технология, металлургическое оборудование, тепловложение, термический цикл, распределение элементов

Способы плазменной наплавки, применяющиеся в промышленности, характеризуются рядом технологических преимуществ и во многих случаях обеспечивают достаточно высокое качество наплавленного металла. Тем не менее, именно дуговая наплавка порошковой проволокой позволяет получить наплавленный металл наперед заданного расчетного состава и обеспечить высокие эксплуатационные свойства изделий, работающих в контакте с жидким и нагретым до высоких температур металлом, в условиях термоциклических нагрузок и т. п. [1].

Максимально использовать возможности наплавки порошковой проволокой удается при плазма-МИГ процессе, позволяющем отдельно регулировать ток, а также тепловложение от полоцилиндрической дуги и центральной дуги плавящегося электрода [2–4]. Целью настоящей работы было определение суммарного действия температурных полей от обоих источников нагрева и возможность регулирования термического цикла в окошовной зоне.

Эксперименты проводили при наплавке пластин размером 50×100×400 мм из стали марки 38ХМН, которую выполняли плазматроном марки НМ-4 с медным кольцевым неплавящимся электродом с внутренним диаметром 8 мм и шириной кольца 2 мм. Такие параметры позволяют выдерживать плотность тока до 20 А/мм [5].

На первом этапе определяли возможность замены общего предварительного подогрева (до $T = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$) локальным нагревом в зоне наплавки, свойственным плазма-МИГ процессу внешней полоцилиндрической дугой.

Термические циклы определяли по данным, полученным с помощью измерения хромель-алюмелевыми термопарами, расположенными следующим образом: три — вдоль перемещения по оси образца на расстоянии друг от друга 5 мм (спай этих термопар были углублены в просверленные каналы на расстоянии 2; 5 и 10 мм от наплавляемой

поверхности) и три — в поперечном сечении, перпендикулярном оси образца на расстоянии 4 мм друг от друга на глубине 2 мм от поверхности образца (рис. 1, соответственно 7а, 7б, 7в и 7а, 7г, 7д).

Зону измерения (размещения термопар) располагали на участке, равном 2/3 длины пластины, что обеспечивало проведение экспериментов при установившемся тепловом режиме. Параметры режима наплавки следующие: ток плазменной дуги $I_{\text{пл. д}} = 150...200\text{ А}$; напряжение на плазменной дуге $U_{\text{пл. д}} = 44\text{ В}$; ток плавящегося электрода $I_{\text{п.э}} = 280\text{ А}$; напряжение на дуге плавящегося электрода $U_{\text{п.э}} = 22...25\text{ В}$; скорость наплавки $v_{\text{н}} = 22\text{ м/ч}$; расход плазмообразующего (центральной

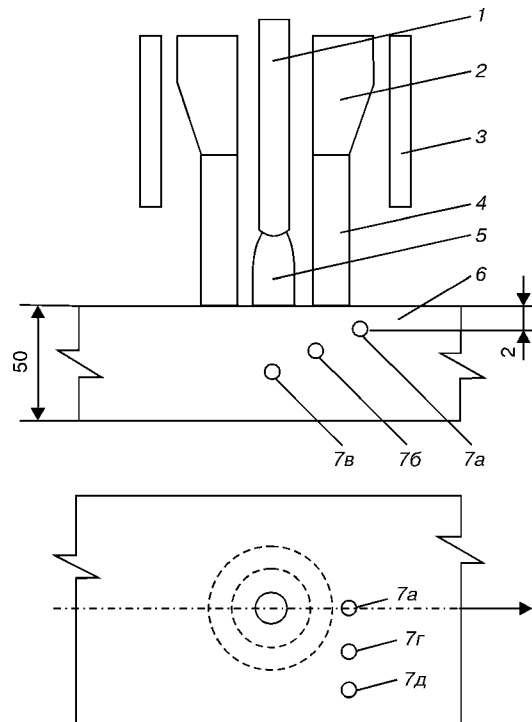


Рис. 1. Схема эксперимента по определению термических циклов: 1 — плавящийся электрод; 2 — неплавящийся электрод; 3 — защитное сопло; 4 — полоцилиндрическая дуга; 5 — дуга плавящегося электрода; 6 — изделие; 7а, 7б, 7в и 7а, 7г, 7д — термопары, расположенные соответственно вдоль линии перемещения электродов по оси образца и в поперечном сечении, перпендикулярном оси образца

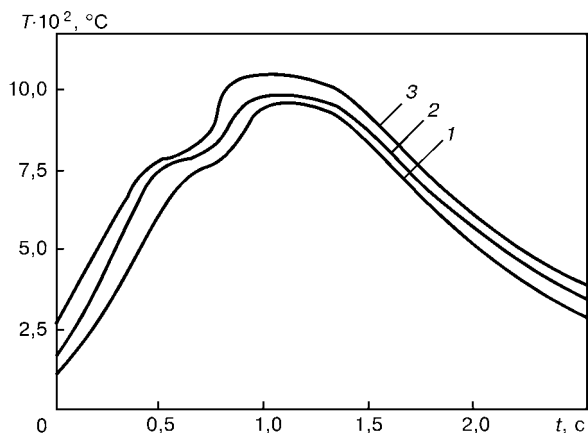


Рис. 2. Изотермы в точке 7а, расположенные по линии перемещения плазмотрона при изменении тока плазменной дуги: 1 — $I_{пл.д} = 150$; 2 — 180; 3 — 200 А; $Q_{пл} = 6$ л/мин; $Q_{защ} = 10$ л/мин (ного) газа $Q_{пл} = 5...7$ л/мин; расход защитного газа $Q_{защ} = 10...15$ л/мин.

Были проведены три серии экспериментов при изменении $I_{пл.д}$ (рис. 2); $Q_{пл}$; $Q_{защ}$. Остальные параметры не изменялись. Причем указанные три серии экспериментов проводились дважды — при отсутствии дуги плавящегося электрода ($I_{п.э} = 0$) и при одновременном горении двух дуг с образованием сварочной ванны и валика.

На рис. 2 представлены изотермы, снятые термопарой 7а (см. рис. 1), расположенной по линии перемещения оси плазмотрона, при изменении тока плазменной полоцилиндрической дуги (150; 180; 200 А — без горения дуги плавящегося электрода). Начало изотермы соответствует моменту касания пятна нагрева от полоцилиндрической дуги.

Исследования показали, что увеличение расхода плазмообразующего газа $Q_{пл}$ способствует незначительному повышению пика температуры и некоторому снижению температуры нагрева на участке, близком к моменту прохождения плазмотрона к термопаре 7а. В дальнейшем температура выравнивается и линии изотерм сливаются в одну, что свидетельствует о том, что расход плазмообразующего газа при остальных неизменных параметрах режимов не влияет на тепловложение.

Опыты по нагреву поверхности пластины показали, что тепловой поток от полоцилиндрической

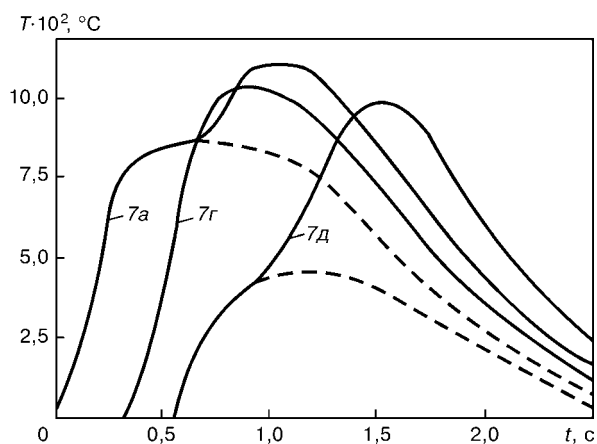


Рис. 3. Термический цикл процесса плазма-МИГ наплавки (изотермы без нагрева дугой плавящегося электрода): 7а, 7г, 7д — термопары, отмеченные на рис. 1

дуги распределяется равномерно по ширине, равной диаметру неплавящегося медного электрода в тот момент, когда в зоне нагрева плазменной дугой проходит передний фронт ванны, возникшей под воздействием плавящегося электрода.

Основной интерес представляет тепловое состояние исследуемого участка в момент нагрева обеими дугами и теплом расплавленного электродного металла.

Предварительное определение зоны плавления основного металла, выполненное на макрошлифах, показало следующее:

глубина расплавления основного металла только от полоцилиндрической дуги составляет 0,2...0,4 мм;

при полном протекании процесса наплавки глубина проплавления равняется 0,4...0,6 мм (по оси валика). Изотермы для точек, находящихся на глубине 2 мм от наплавляемой поверхности (рис. 1, термопары 7а, 7г, 7д), свидетельствуют, что нагрев в точке, расположенной в плоскости оси валика (7а), достигает значения 850...900 °С через 0,4...0,5 с после начала отсчета (рис. 3). За начало отсчета выбран момент достижения переднего фронта пятна нагрева полоцилиндрической дугой точки на поверхности образца, под которой находится термопара 7а.

Далее (через полсекунды) значения температуры 1000...1050 °С фиксирует термопара 7г, что соответствует моменту непосредственного нагрева этого участка переместившейся плазменной дугой. В этот же момент (рис. 3) над термопарой 7а располагается ось плавящегося электрода, а показание термопары увеличивается до 1100...1200 °С. Таким образом, проведенные исследования показывают, что капля электродного металла попадает в ванну небольшой глубины предварительно подплавленного основного металла.

Поскольку при наплавке в указанном диапазоне режимов термические циклы изменяются незначительно, были дополнительно проведены исследования при пониженном значении тока плазменной дуги ($I_{пл.д} = 100...120$ А) и увеличенной скорости перемещения ($v_n = 30$ м/ч), т. е. таким образом было уменьшено тепловложение в изделие от полоцилиндрической дуги.

Термограммы и расчеты показали сохранение закономерности распределения температур, характерной для данного процесса. Однако значения температуры в зоне наплавки уменьшились по сравнению с аналогичным предыдущим экспериментом и составляли 400...500 °С. Следовательно, процесс плазма-МИГ позволяет регулировать температуру предварительного подогрева наплавляемого изделия путем варьирования тока полоцилиндрической дуги.

Интенсивность потока энергии, вводимой каждым из источников, определяли по данным измерений температуры, площади активных пятен и электрических параметров дуг. Площади ввода теплоты (энергии) принимали следующими:

для плазменной дуги — равной площади кольцевого электрода;

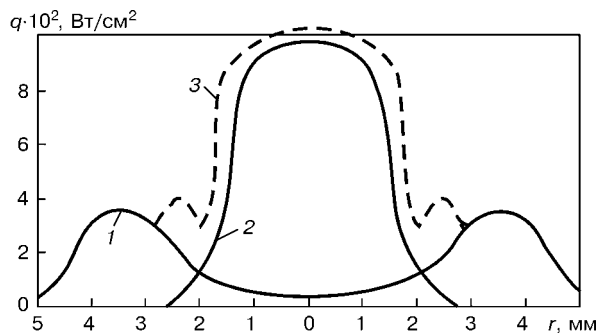


Рис. 4. Распределение плотности теплового потока

для плавящегося электрода — по данным скоростной киносъемки.

Следует отметить, что в последнем случае диаметр активного пятна изменялся в процессе формирования капли от размера, равного диаметру электрода, до диаметра, превышающего первоначальный в 2 раза, и был принят в среднем равным 1,5 диаметрам плавящегося электрода.

Результаты исследований показывают, что тепловложение в изделие состоит из суммы потоков энергии от плазменной дуги и от дуги плавящегося электрода. Была получена зависимость плотности теплового потока q в различных точках пятна нагрева, из которой следует, что q от плазменной дуги достигает своего максимального значения 400 Вт/см^2 на расстоянии $r = 3,5 \text{ мм}$ от точки проекции на образец оси плавящегося электрода (рис. 4, кривая 1).

Значение q в зависимости от тока дуги плавящегося электрода достигает максимального значения (около 1000 Вт/см^2) при $r = 0$ (рис. 4, кривая 2). Зависимости получены при следующих режимах наплавки: $I_{\text{п.л.д.}} = 180 \text{ А}$; $U_{\text{п.л.д.}} = 44 \text{ В}$; $I_{\text{п.э.}} = 280 \text{ А}$; $U_{\text{п.э.}} = 23 \text{ В}$; $v_{\text{н}} = 21 \text{ м/ч}$; $Q_{\text{п.л.}} = 6 \text{ л/мин}$; $Q_{\text{защ.}} = 14 \text{ л/мин}$ (рис. 4, кривая 2). С целью регулирования тепловложения в изделие путем выбора необходимых для оптимального предварительного подогрева поверхности параметров режи-

ма наплавки определена суммарная зависимость плотностей тепловых потоков от плазменной дуги и дуги плавящегося электрода (рис. 4, кривая 3).

Выводы

1. При плазма-МИГ наплавке в диапазоне рабочих параметров изотерма нагрева от полоцилиндрической дуги в точке, отстоящей на 2 мм от поверхности, достигает максимума в момент нахождения на ней оси дуги плавящегося электрода. Глубина расплавления от полоцилиндрической дуги составляет $0,2 \dots 0,4 \text{ мм}$, температура нагрева в измеряемом участке (на глубине 2 мм от поверхности) достигает $1000 \text{ }^\circ\text{С}$.

2. Радиус пятна нагрева от полоцилиндрической дуги незначительно превышает диаметр электрода, тепловая энергия вводится в изделие по периферии пятна и зависит от тока, напряжения и скорости перемещения.

3. Процесс плазма-МИГ наплавки позволяет регулировать тепловложение путем изменения основных параметров наплавки в достаточно широком диапазоне.

1. Фрумил И. И. Автоматическая электродуговая наплавка. — Харьков: Metallurgizdat, 1961. — 421 с.
2. Макаренко Н. А., Грановский А. В., Кондрашов К. А. Улучшение технологических характеристик плазма-МИГ наплавки порошковых проволок // Автомат. сварка. — 2001. — № 6. — С. 53–55.
3. Особенности плавления электродной проволоки при наплавке способом плазма-МИГ / В. В. Чигарев, Н. А. Макаренко, К. А. Кондрашов, Н. М. Вороний // Там же. — 2001. — № 8. — С. 12–15.
4. Чигарев В. В., Макаренко Н. А., Кондрашов К. А. Особенности разработки технологии изготовления прессформ, стойких к термодинамическим нагрузкам // Удосконалення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. — Краматорськ: ДДМА, 2000. — С. 511–514.
5. Кондрашов К. А., Чигарев В. В., Макаренко Н. А. Исследование энергетических и технологических особенностей плазма-МИГ наплавки // Тр. VII региональной науч.-техн. конф. — Мариуполь, ПГТУ, 2000. — Т. 2. — 99 с.

Drawbacks of the technology for flux-cored wire submerged-arc surfacing of metallurgical equipment parts operating under thermal loading conditions are noted. Non-uniform distribution of alloying elements across the deposited bead section leads to decrease in strength of the roll-type continuous casting machines. Peculiarities of heat input in plasma MIG surfacing provide uniform distribution of the surfacing alloy components in the first layer.

Поступила в редакцию 08.07.2002,
в окончательном варианте 05.08.2002



САНИТАРНО-ГИГИЕНИЧЕСКАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА ПРОЦЕССА СВАРКИ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ В ИНЕРТНЫХ ГАЗАХ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6

О. Г. ЛЕВЧЕНКО, д-р техн. наук, В. С. МАШИН, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены результаты исследования содержания вредных веществ в воздухе при сварке в инертных газах алюминиевого сплава. Предложены рекомендации по защите органов дыхания сварщиков.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминиевый сплав, сварочные аэрозоли, условия труда, местная вентиляция, средства защиты

Сварка алюминиевых сплавов плавящимся электродом в инертных газах (способ МИГ) по сравнению со сваркой неплавящимся вольфрамовым электродом в аргоне (способ ТИГ) обеспечивает более высокую производительность процесса, уменьшение зоны термического влияния и снижение уровня остаточных деформаций изделий. Сварка способом МИГ позволяет выполнять многослойные швы в узкую разделку кромок и незаменима при изготовлении тавровых и нахлесточных соединений. При этом экономические показатели процесса улучшаются с увеличением толщины свариваемого металла.

К недостаткам сварки способом МИГ в аргоне следует отнести повышенную пористость швов, значительные потери легкоиспаряющихся легирующих элементов из электродного металла и большие выделения в воздух рабочей зоны вредных веществ в виде сварочного аэрозоля (СА), что требует применения специальных устройств местной вентиляции, а также (в некоторых случаях) средств индивидуальной защиты органов дыхания сварщиков.

Более высокого качества швов достигают при сварке в гелии или гелий-аргоновых смесях. Применение защитных газов на основе гелия при сварке на повышенных токах (когда температура капель электродной проволоки достигает температуры кипения металла) приводит (по сравнению со сваркой в аргоне) к падению на 100...200 °С средней температуры электродных капель, уменьшению испарения легкокипящих легирующих элементов и, соответственно, снижению выделения продуктов горения дуги в окружающую атмосферу.

Цель работы — проведение сравнительных исследований санитарно-гигиенических условий труда операторов при сварке способами МИГ и ТИГ на повышенных токах толстолистового алюминиевого сплава марки АМГ6 и разработка рекомендаций по защите от СА.

Для опытов по отбору проб СА использовали плиты сплава АМГ6 (ГОСТ 4784-74) толщиной 25 мм, сварочную проволоку СвАМГ6 (ГОСТ

7871-75) диаметром 2,5 и 3,15 мм, аргон высшего сорта (ГОСТ 10157-79) и гелий марки Б (ТУ 51-940-80). Химический состав свариваемого металла и электродной проволоки приведен в табл. 1. Плиты и проволоку очищали в растворах щелочи и азотной кислоты. Перед сваркой кромки шабрили.

Одностороннюю сварку неплавящимся вольфрамовым электродом в аргоне осуществляли с помощью установки ПРС-630 на следующих режимах: $I_{св} = 460...480$ А; $U_{д} = 13...15$ В; $v_{п.пр} = 50$ м/ч; $v_{св} = 6$ м/ч; $d_{эл} = 8$ мм; $d_{пр} = 2,5$ мм; $Q_{Ar} = 35$ л/мин. Ширина разделки с криволинейным скосом двух кромок составляла 26 мм, притупление — 5 мм.

Одностороннюю сварку плавящимся электродом в гелий-аргоновой смеси (50 % гелия) выполняли на аппарате А1431 от источника питания ВДУ-1201 на следующих режимах: $I_{св} = 480...500$ А; $U_{д} = 32...33$ В; $v_{п.пр} = 280$ м/ч; $v_{св} = 30$ м/ч; $d_{пр} = 3,15$ мм; $Q_{газа} = 70$ л/мин. Ширина раскрытия кромок с криволинейным скосом составляла 12 мм, притупление — 5 мм.

Соединения подвергали рентгеновскому просвечиванию, металлографическим исследованиям и механическим испытаниям.

Состояние воздушной среды оценивали путем отбора проб воздуха в зоне сварки на расстоянии 20 см от дуги. Для обеспечения достоверности результатов отбирали не менее шести проб. При определении содержания вредных веществ в воздухе, загрязненном СА, воздух аспирировали с помощью электроасpirатора модели 822 через предварительно взвешенные фильтры АФА-ВП-20 со скоростью 5...15 л/мин [1, 2].

Количество твердой составляющей СА (ТССА) в воздухе рабочей зоны определяли гравиметрическим методом [1]. Содержание компонентов ТССА (соединений алюминия, марганца, железа,

Таблица 1. Химический состав свариваемого металла и электродной (присадочной) проволоки

Объект исследования	Массовая доля элементов, %						
	Mg	Mn	Si	Fe	Ti	Cu	Zn
Сплав АМГ6	6,23	0,60	0,20	0,28	0,10	0,03	0,01
Проволока СвАМГ6	6,55	0,62	0,15	0,25	0,10	0,01	0,01

титана, меди) устанавливали, используя методику, описанную в работе [2].

Концентрацию компонентов газообразной составляющей СА (ГССА) (озона, монооксида углерода (угарного газа), оксида и диоксида азота) определяли с помощью колориметрических методов на приборе ГХ-4 [2].

Состояние воздушной среды производственного помещения оценивали в соответствии с требованиями ГОСТ 12.1.005–88.

Для обеспечения достоверности полученных данных использовали методы математической статистики [3]. Было отобрано 114 проб воздуха из зоны дыхания оператора, выполнено 120 химических анализов и 78 экспресс-анализов.

Результаты рентгеновского просвечивания погонной длины 1,6 м многопроходных швов показали, что при сварке неплавящимся электродом в них обнаружены единичные поры диаметром 0,5... 2,5 мм, вольфрамовые включения размерами 0,5... 1,5 мм и оксидные пленки длиной 5... 12 мм. При сварке плавящимся электродом в металле швов обнаружены только единичные поры диаметром 0,5... 1,5 мм.

Значения прочности металла швов и сварных соединений, полученных сваркой способами МИГ и ТИГ, находятся в среднем на одном уровне (в обоих случаях образцы вырезали из бездефектных участков). Коэффициент прочности сварных соединений, выполненных способами ТИГ и МИГ, составлял соответственно 0,91... 0,92 и 0,94... 0,95 прочности основного металла в состоянии поставки ($\sigma_b = 338$ МПа).

Результаты определения концентрации вредных веществ в зоне дыхания оператора (на расстоянии 20 см от сварочной дуги) и в нейтральной точке (на расстоянии 4 м от дуги) представлены в табл. 2. Как следует из данных таблицы, при использовании плавящегося электрода концентрация ТССА в зоне дыхания оператора намного выше, чем неплавящегося электрода. Это объясняется тем, что главным источником образования ТССА являются испарения из торца плавящегося электрода, имеющего более высокую температуру по сравнению с основным металлом [4]. Поскольку неплавящийся (вольфрамовый) электрод не вносит свою долю в образование ТССА, а производительность расплавления присадочной проволоки намного ниже, то и количество испаряемого металла при этом процессе меньше, чем при применении плавящегося электрода.

Основным токсичным компонентом ТССА является марганец. Химический анализ отобранных проб ТССА (табл. 2) свидетельствует, что средняя концентрация этого компонента составляла $2,42 \pm 0,13$ мг/м³, что примерно в восемь раз выше предельно допустимой концентрации (ПДК).

Что касается соединений алюминия и магния, то их концентрации превышали ПДК соответственно в 85 и 24 раза. Концентрация оксидов железа не превышала установленных норм. Соединения титана и меди не были обнаружены ни в одной пробе.

Таблица 2. Содержание вредных веществ в воздухе при сварке

Место отбора проб СА	Наименование компонентов СА	Количество определений	Концентрация компонентов СА, мг/м ³		
			Разбег значений	Среднее значение	
<i>Способ МИГ</i>					
0,20 м от дуги	ТССА	10	126,3...740,6	318,9 ± 65,41	
	Al ₂ O ₃	10	69,3...329,9	169,7 ± 27,8	
	MgO	10	5,6...44,8	21,4 ± 4,17	
	MnO ₂	10	2,0...3,17	2,42 ± 0,13	
	Fe ₂ O ₃	10	2,0...5,0	3,5 ± 0,32	
	O ₃	6	0,13...0,22	0,17 ± 0,016	
	CO	6	6,25...6,25	6,25 ± 0,0	
4 м от дуги	NO	6	6,7...10,0	8,9 ± 0,58	
	ТССА	4	1,0...1,4	1,3 ± 0,12	
	Al ₂ O ₃	4	1,2...1,6	1,4 ± 0,12	
	MgO	4	0,27...0,35	0,32 ± 0,002	
0,2 м от дуги	O ₃	4	0,03...0,05	0,04 ± 0,006	
	<i>Способ ТИГ</i>				
	ТССА	6	1,4...4,1	2,5 ± 0,47	
	O ₃	6	0,010...0,026	0,016 ± 0,003	
0,2 м от дуги	CO	6	12,5...12,5	12,5 ± 0,0	
	NO	6	2,7...4,7	3,7 ± 0,35	

Из токсичных ГССА, образующихся при сварке алюминия способом МИГ, наиболее опасным является озон, концентрация которого превышала ПДК в 1,7 раза. Токсичный диоксид азота не обнаружен, а концентрация оксида азота превышала нормы в 1,8 раза. Концентрация монооксида углерода не превышала ПДК.

Результаты оценки состояния воздушной среды на расстоянии 4 м от дуги показали, что по мере удаления от нее концентрация ТССА резко снижается (в 250 раз). Естественно, концентрации входящих в ее состав компонентов также снижаются (в данном случае ниже ПДК), а железо, марганец, титан и медь в отобранных пробах отсутствуют. Из газообразных компонентов был обнаружен только озон в количестве, не превышающем ПДК (табл. 2).

При исследовании состава воздушной среды зоны дыхания сварщиков, использующих неплавящийся (вольфрамовый) электрод, установлено, что этот процесс сопровождается значительно меньшими выделениями ТССА и газов (табл. 2). В связи с незначительной запыленностью воздуха не предоставлялось возможным определить содержание компонентов, входящих в состав сплава АМг6 (соединения алюминия, марганца, титана, железа и меди). В составе газов, выделяющихся в процессе сварки, обнаружены оксиды углерода и азота, а также озон в незначительных количествах, не превышающих ПДК.

Таким образом, установлено, что при сварке способом МИГ алюминий-магниевого сплава АМг6 воздух рабочей зоны загрязняется СА сложного химического состава, содержащим ряд ток-



сичных компонентов в составе твердой составляющей (до 50 % оксида алюминия, 6,3 % оксида магния, 0,7 % диоксида марганца, около 1 % оксидов железа) и газообразной составляющей (озон, монооксид углерода и оксид азота).

Одной из самых простых гигиенических рекомендаций при автоматической сварке способом МИГ является увеличение расстояния от сварочной дуги, где концентрация вредных веществ ниже.

Наиболее эффективными средствами защиты органов дыхания являются устройства местной вытяжной вентиляции, позволяющие улавливать СА непосредственно возле источника их выделений [5]. Для способа МИГ рекомендуется применять передвижные или стационарные вентиляционные или фильтровентиляционные агрегаты производительностью не менее 1000 м³/ч [6]. Чтобы обеспечить максимальную локализацию выделяющегося факела СА воздухоприемные воронки этих агрегатов с гибкими воздуховодами следует устанавливать непосредственно на сварочных головках автоматов или возле них на минимальном расстоянии от дуги. В фильтровентиляционных агрегатах необходимо применять фильтры, очищающие удаляемый с места сварки воздух не только от ТССА, но и от ГССА (озона, монооксида углерода и оксида азота) [7].

В случае, когда невозможно применять предложенные средства местной вентиляции или при наличии малоэффективной вентиляции, т. е. при превышении ПДК, необходимо использовать средства индивидуальной защиты органов дыхания — фильтрующие респираторы с соответствующими фильтрами [7, 8].

1. № 1924–78. Гигиеническая оценка сварочных материалов и способов сварки, наплавки и резки металлов: методические указания. — М.: Минздрав СССР, 1980. — 15 с.
2. № 4945–88. Методические указания по определению вредных веществ в сварочном аэрозоле (твердая фаза и газы). — М.: Минздрав СССР, 1990. — 150 с.
3. Чарыков А. К. Математическая обработка результатов химического анализа. — Л.: Химия, 1984. — 168 с.
4. *Quelques considerations sur le mecanisme de formation des fumees de soudage* / M. Kobayashi, S. Maki, V. Hashimoto, T. Suga // *Soudage et technique connexes*. — 1979. — № 3/4. — P. 124–131.
5. Левченко О. Г., Метлицкий В. А. Современные средства вентиляции при сварке (Обзор) // *Автомат. сварка*. — 1995. — № 3. — С. 40–48.
6. Левченко О. Г., Метлицкий В. А. Современные средства защиты сварщиков. — Киев: Экотехнология, 2001. — 84 с.
7. Левченко О. Г. Классификация сварочных аэрозолей и выбор методов их нейтрализации // *Автомат. сварка*. — 1999. — № 6. — С. 38–41.
8. Ракитская Т. Л., Эннан А. А., Бандурко А. Ю. Углеродные волокнистые материалы для респиратора «Снежок ГП-озон» // *Там же*. — 1995. — № 7. — С. 62–64.

Results of investigations of the content of harmful materials in air in inert-gas welding of aluminium alloys are given. Recommendations on protection of welder's respiration organs are offered.

Поступила в редакцию 15.08.2002,
в окончательном варианте 04.09.2002

Труды 1-й Международной научно-практической конференции «Защита окружающей среды, здоровье, безопасность в сварочном производстве» (11–13 сент. 2002 г., г. Одесса) / Физ.-хим. ин-т защиты окр. среды и человека. — Одесса: Астропринт, 2002. — 728 с.

Труды 1-й Международной
научно-практической конференции

**Защита окружающей среды,
здоровье, безопасность
в сварочном производстве**

11 - 13 сентября 2002 г.
г. Одесса



Труды содержат материалы 81 доклада, отражающие состояние НИОКР в области экологии сварочного производства, включая физико-химические основы улавливания, нейтрализации, утилизации сварочных аэрозолей; технологические и технические возможности уменьшения выбросов, а также медицинские, экономико-правовые аспекты защиты сварщиков и окружающей среды от воздействия сварочных аэрозолей. Книга может быть полезна инженерно-техническому персоналу, научным работникам, а также аспирантам и студентам.

Заказы на книгу просьба направлять по адресу:
65026, г. Одесса, ул. Преображенская, 3, ФХИЗОСич

Справки по тел.: 23-75-61, 23-11-16,
e-mail: eksvar@ukr.net, eksvar@hotmail.ru



УДК 621.791.1/8+621.791.94]03

СИСТЕМА НАПРАВЛЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ГОРЕЛКИ ПО СТЫКУ С ТЕЛЕВИЗИОННЫМ ДАТЧИКОМ

Ф. Н. КИСЕЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук, **С. И. ПРИТУЛА**, **В. В. ДОЛИНЕНКО**, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена архитектура системы слежения за стыком с лазерно-телевизионным датчиком. Описан состав аппаратных средств опытного образца такой системы и приведены его технические характеристики.

Ключевые слова: автоматическая система, слежение за стыком, объектно-ориентированное проектирование, лазерно-телевизионный датчик, световое сечение, геометрическая и технологическая адаптация

Системы слежения за стыком широко используются как за рубежом, так и на отечественных сварочных производствах при автоматической сварке стыков различной конфигурации [1–3]. Такие системы позволяют автоматически позиционироваться в заданную точку перед началом сварки, вести горелку по стыку с заданной уставкой смещения относительно оси стыка и корректно завершать процесс сварки операцией «заварка кратера». В связи с тем, что система слежения является технически сложной, при ее разработке целесообразно применить объектно-ориентированный подход, который позволяет трансформировать внешнюю сложность задачи проектирования во внутреннюю простоту архитектуры и программного кода. Объектно-ориентированный подход дает возможность разработчикам использовать определенные формальные правила проектирования и применять типовые программно-аппаратные решения [4, 5].

Продолжая направление следящих систем с телевизионным датчиком, на основе объектно-ориентированного подхода разработана концептуально новая система слежения за стыком. В результате проведенного анализа выделены следующие классы объектов системы слежения: подсистема телевизионного датчика (лазерно-телевизионный блок (ЛТБ) и модуль обмера контура светового сечения стыка/шва), подсистема геометрической адаптации (модуль оценивания параметров стыка шва, математическая модель стыка шва и модуль управления положением горелки) и подсистема технологической адаптации.

В соответствии с концепцией открытых систем, системообразующим элементом служит локальная информационная сеть Ethernet 10Base-T (рис. 1). Выбор типа используемой информационной сети и протоколов обмена (TCP/IP, Net BIOS, IPX/SPX и др.) может оговариваться в техническом задании.

Система слежения является цифровой системой автоматического управления, поэтому поведение составляющих ее объек-

тов реализовано в виде машинных программ (кроме ЛТБ), которые работают в реальном масштабе времени. Для реализации системы слежения может быть использован как один контроллер типа IBM/PC, так и несколько удаленных друг от друга на произвольное расстояние.

На выставке «Сварка Украина-2002» (Киев) был представлен опытный образец системы слежения за стыком с ЛТБ производства ИЭС им. Е. О. Патона (рис. 2). Блок работает по принципу светового сечения и конструктивно соответствует варианту с отражающим зеркалом в оптической оси видеокамеры. Система оснащена двухкоординатным манипулятором горелки (механизмом корректировки) типа ТД164.12.10 и электрическими приводами постоянного тока типа ПС-14 разработки КПО «Дуга» (ИЭС им. Е. О. Патона). В системе использован управляющий компьютер IBM/PC-Pentium-III-800, в состав которого включены плата видеозахвата с видеопроцессором Vt-878 и модуль вывода аналоговых сигналов PCI-1710 (Advantech Co., Ltd.), который служит для управления приводами манипулятора горелки. Оценка параметров сварочного шва может осуществляться как по модели с усилением, так и ослаблением шва. Обеспечивается надежное слежение за стыком при наличии прихваток и различных повреждений свариваемых поверхностей. Основные параметры устройства приведены ниже:

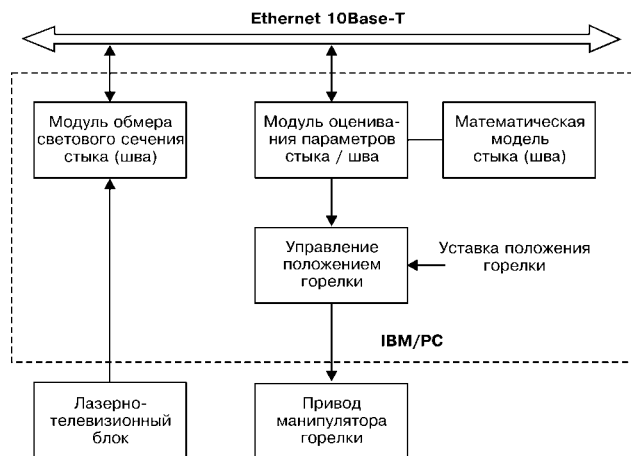


Рис. 1. Структурная схема открытой системы слежения за стыком

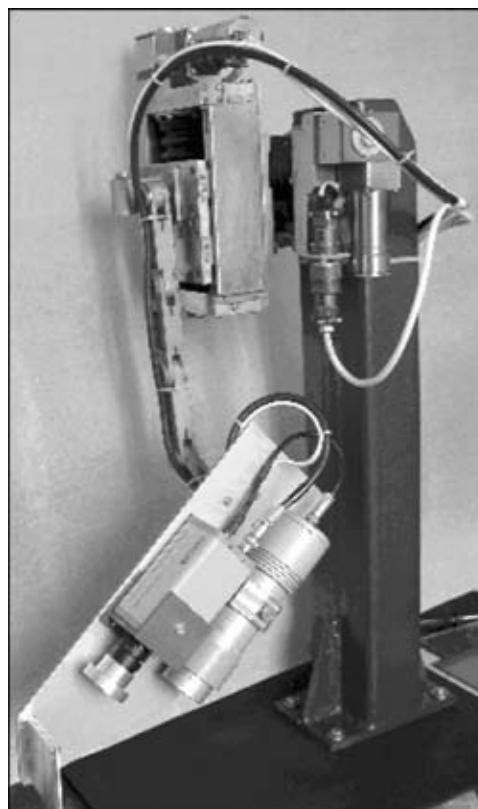


Рис. 2. Общий вид манипулятора горелки с лазерно-телевизионным блоком (защитный кожух снят) открытой системы слежения за стыком

© Ф. Н. Киселевский, С. И. Притула, В. В. Долиненко, 2003



погрешность слежения поперек стыка, мм ± 0,25
погрешность слежения по дальности, мм ± 0,25
погрешность определения величины зазора, мм ± 0,16
погрешность определения величины превышения кромок, мм ± 0,16
динамика компенсации ухода стыка, мм/с ≤ 2,0
рабочий диапазон измерения ширины зазора, мм 0,16... 5,0
рекомендуемое расстояние до поверхности изделия H_0 , мм 20,0
рабочий диапазон измерения дальности H , мм $H_0 \pm 15,0$
масса ЛТБ, кг ≤ 2,0
габаритные размеры ЛТБ, мм 410×133×80

1. *Перспективы* развития оборудования для дуговой сварки / В. Е. Патон, В. Ф. Мошкин, С. И. Притула, Н. И. Усик // Пробл. сварки и спец. электрометаллургии: Сб. научн. тр. — Киев: Наук. думка, 1990. — С. 198–204.

2. *Сакало Н. Н.* Опыт создания следящих систем для автоматизации производства сварных конструкций // Там же. — 1990. — С. 250–253.
3. *Назаренко О. К.* Вторично-электронная следящая система с электромеханическим приводом // Автомат. сварка. — 1998. — № 12. — С. 47–50.
4. *Кисилевский Ф. Н., Долиненко В. В.* Объектно-ориентированное программирование систем управления технологическим процессом сварки // Там же. — 2001. — № 6. — С. 43–49.
5. *Повышение* качества слежения за стыком на основе технического зрения / Ф. Н. Кисилевский, Г. А. Бутаков, В. В. Долиненко, Е. В. Шаповалов // Пробл. обеспечения качества в сварочном производстве: Материалы междунар. науч.-практ. конф. и выставки. — Киев: УИЦ «Наука. Техника. Технология», 2001. — С. 20–21.

The paper deals with the architecture of an open system of butt following with a laser-TV sensor. Hardware components of a pilot sample of such a system are described, and its technical parameters are given.

Поступила в редакцию 25.07.2002

УДК 621.791.75.037:621.311.6

МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЙ СВАРОЧНЫЙ ИНВЕРТОР, ВЫПОЛНЕННЫЙ ПО ДВУХМОДУЛЬНОЙ СХЕМЕ

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

Описано устройство многофункционального сварочного инвертора, выполненного на базе двухмодульной схемы. В качестве ядра инвертора выбран модуль на основе однотактного мостового преобразователя. Описаны несколько вариантов структуры для ММА, ТИГ и МИГ/МАГ сварки, а также для воздушно-плазменной резки на основе двухмодульной структуры.

Ключевые слова: дуговая сварка, инвертор, модуль, устройство управления

В основу построения такого класса сварочного оборудования положен автономный силовой модуль (СМ), выполненный на базе высокочастотного однотактного мостового транзисторного преобразователя, выходная характеристика которого формируется с помощью блока управления (БУ). Таким образом, его внешняя характеристика определяется временными параметрами БУ и выходным дросселем (рис. 1).

Способы включения модулей по входу и выходу могут различаться в зависимости от решаемой технологической задачи. Если их входные параметры соответствуют 220 В, 50 Гц, то они могут подключаться параллельно к однофазной питающей сети (1×220 В). Конечно, если количество модулей кратно трем, то предпочтительнее трехфазное включение (3×220 В), также допускается их подключение к сети 2×220 В. При отсутствии трехфазной питающей сети всегда легко перейти к однофазному питанию входных цепей, что, несомненно, является преимуществом таких источников.

Выходные клеммы модулей включаются параллельно практически при всех способах дуговой сварки, последовательно при воздушно-плазменной резке и периодически в определенные промежутки времени при реализации режима сварки на переменном токе.

Рассмотрим более подробно особенности построения и работы двухмодульного устройства, на базе которого можно создавать различные по конфигурации структурные схемы источников требуемого технологического назначения. В табл. 1 приведено схематическое изображение отдельных структур, а также указаны варианты их технологического применения. Практическая реализация всех технологических режимов, указанных

в таблице, осуществляется посредством схемы двухмодульного многофункционального источника (рис. 1). В состав устройства входят два идентичных силовых модуля *СМ1* и *СМ2* с блоками управления *БУ1* и *БУ2*. Последние способны работать как в автономном режиме, так и по командам общего блока управления *БУ/О*, формирующего управляющие сигналы для блока коммутации режимов (БКР). По его командам, определяющим состояние силовых коммутирующих элементов (коммутаторов) *К1*, *К2* и *К3*, с пульта управления задается необходимый технологический режим. Когда все коммутаторы разомкнуты, данное устройство способно работать в режиме двухпостовой сварки с полной развязкой сварочных контуров. При замыкании коммутатора *К3* устройство переходит в режим воздушно-плазменной резки, при котором обеспечивается ток до 100 А.

Некоторые трудности возникают в режиме параллельного включения модулей, что связано с тем, что в широких пределах регулирования необходимо поддерживать равенство значений их выходных напряжений с погрешностью не хуже ≤ 5%. Это достигается благодаря действию схемы сравнения, входящей в состав *БУ/О*. В качестве сигналов обратной связи использу-

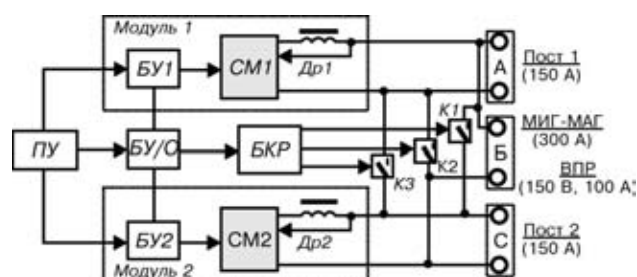


Рис. 1. Схема двухмодульного многофункционального сварочного источника с реконфигурируемой структурой



Таблица 1

Вариант структурной схемы	Состояние коммутатора	Состояние выходов	Вариант технологического применения
	K1:1 K2:1 K3:0	A:0 B:1 C:0	<u>Параллельное включение</u> Используется при сварке ММА и механизированной МИГ / МАГ на режимах по току 10... 300 А
	K1:0 K2:0 K3:1	A:0 B:1 C:0	<u>Последовательное включение</u> Используется при воздушно-плазменной резке на режимах 150 В, 100 А
	K1:0 K2:0 K3:0	A:1 B:0 C:1	<u>Раздельное включение</u> Используется при двухпостовой сварке ММА и механизированной МИГ / МАГ на режимах по току 5... 150 А

Примечание. Приведенные данные соответствуют модулю с параметрами $U_{x,x} = 75$ В, $I = 150$ А.

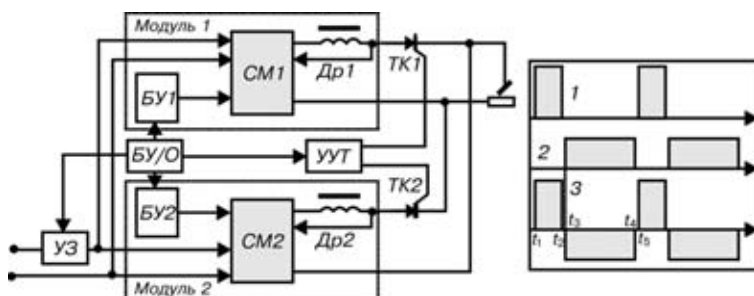


Рис. 2. Вариант структуры сварочного источника в режиме переменного тока (а) и временные диаграммы его работы (б): 1 — импульс $CM1$; 2 — импульс $CM2$; 3 — выходной ток источника

ются среднеквадратические значения напряжений, действующих на $Dp1$ и $Dp2$.

Описанное устройство при условии незначительной доработки может использоваться для сварки на переменном токе. Вариант структуры сварочного источника с указанным функциональным назначением показан на рис. 2. Дополнительно в него включены устройство управления тиристорами (УУТ) и два силовых коммутатора $TK1$ и $TK2$, каждый из которых работает соответственно при формировании импульсов положительной и отрицательной полуволн сварочного тока.

Алгоритм работы устройства поясним с помощью временных диаграмм, представленных на рис. 2, б. В момент t_1 по команде $BU1$ возбуждается модуль $CM1$ и одновременно открывается тиристорный коммутатор $TK1$. На выходе устройства начинается формироваться импульс сварочного тока положительной полярности. В момент t_2 сначала выключается $CM1$, а затем запирается $TK1$. На временном интервале ($t_2...t_3$) на выходе источника отсутствует сварочный ток. Этот интервал выбирается из условия необходимого времени затухания переходных процессов, связанных с коммутацией силовых элементов сварочного источника. В момент t_3 начинается фаза формирования импульса тока отрицательной полярности. Последовательно запускается $CM2$ и открывается коммутатор $TK2$. Отрицательный импульс сварочного тока прекращается в момент t_4 . В дальнейшем процессы повторяются с установленной оператором периодичностью. Временные интервалы $t_1...t_2$ и $t_3...t_4$ задаются с пульта управления и могут устанавливаться в диапазоне 5... 500 мс. Амплитуды импульсов тока как положительной, так и отрицательной полярности устанавливаются независимо в пределах 5... 150 А. Таким образом, описанное устройство представляет собой достаточно удобный инструмент для сварки алюминиевых сплавов и других цветных металлов.

С учетом современных требований к электромагнитной совместимости (ЭМС) источник снабжен устройством защиты (УЗ) питающей сети, которое представляет собой комбиниро-



Рис. 3. Многофункциональный сварочный аппарат «Корал-301/2»

Таблица 2

Тип аппарата	Функциональное назначение	Комплектация
«Корал-301/1»	Сварка на постоянном токе, режим 300 А	—
«Корал-301/2»	Сварка на постоянном токе, режим 300 А, двухпостовой режим 2×150 А	—
«Корал-301/3»	Сварка на постоянном токе, режим 300 А, двухпостовой режим 2×150 А, воздушно-плазменная резка (режим 120 В / 100 А)	—
«Корал-301/4»	Сварка на постоянном и переменном токе, режим 300 А	Горелка для сварки ТИГ
«Корал-301/5»	Сварка на постоянном и переменном токе, режим 300 А, двухпостовой режим на постоянном токе 2×150 А	То же
«Корал-301/па»	Сварка на постоянном токе, режим 300 А, механизированная сварка самозащитной проволокой, а также в CO_2	Подающий механизм



ванный фильтр нижних и верхних частот. Первый подавляет низкочастотные коммутационные помехи, второй — помехи, создаваемые высокочастотными преобразователями силовых модулей. Опытная проверка показала, что по ЭМС устройство отвечает требованиям Европейского стандарта EN 50199-95.

Внешний вид разработанного в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ многофункционального сварочного аппарата «Корал-301/2» приведен на рис. 3.

В табл. 2 приведены различные варианты сварочных инверторов, которые могут быть реализованы на основе двухмодульной структуры силового блока, а также указана их комплектация.

Design of a multifunctional welding inverter is described, which is based on a two-module scheme. A module, based on a single-step bridge converter was selected as the inverter core. Several design variants for MMA, TIG and MIG/MAG welding arc are described, as well as for air-plasma cutting, based on a two-module design.

Поступила в редакцию 15.02.2002

Разработано в ОЗСО ИЭС

Аппарат воздушно-плазменной резки металлов «ПАТОН ППР-200»

Учитывая, что металлоконструкции в большинстве изготавливаются из металлов малых и средних толщин, аппарат «Патон ППР-200» (рисунок), серийно выпускаемый на Опытном заводе сварочного оборудования (ОЗСО) ИЭС им. Е. О. Патона, нашел широкое применение в заготовительном производстве машиностроения, при резке и напылении в пищевой и химической промышленности, ремонте тепло- и водопроводных труб в коммунальном хозяйстве, ремонте нефте-, газопроводов и компрессорных станций, утилизации металлоконструкций (вагонов, судов, самолетов, ферм мостов и другой отработавшей срок техники).

Основные технические данные аппарата воздушно-плазменной резки «Патон ППР-200» приведены ниже:

Напряжение сети частотой 50 Гц, В	380
Номинальный сварочный ток, А	200
Потребляемая мощность, кВт·А	60
Полезная нагрузка (ПН), %	60
Напряжение холостого хода, В	300
Диапазон рабочих напряжений, В	150... 200
Расход плазмообразующего воздуха, м ³ /ч	2,0... 2,5
Тип плазмотрона	ВПР-11, ВПР-200
Толщина разрезаемого металла, мм:	
сталь	3... 50
медь	2... 25
алюминий	2... 50
Поджиг дуги	осцил.
Охлаждение	водяное
Габаритные размеры, мм	1300×800×950
Масса, кг	350

Источник питания выполнен на базе специального силового трехфазного трансформатора, имеющего две группы вторичных обмоток. Каждая группа подключена на свой выпрямительный блок. Выпрямительные блоки соединены между собой последовательно. Соединение двух групп вторичных обмоток силового трансформатора позволило получить векторную диаграмму со сдвигом фаз токов и напряжений одной группы относительно другой. При сложении на выпрямительных мостах токов и напряжений получили нагрузочную вольт-амперную характе-



ристику, определяемую конфигурацией камеры плазмообразования.

Удалось также уменьшить величину пульсаций выпрямленного тока плазмотрона, что позволило исключить сглаживающий дроссель, обеспечить устойчивое горение дуги и увеличить ресурс электрода и сопла.

По желанию заказчика полуавтомат комплектуется блоком автономного охлаждения «Патон БАО-421», работающим на воде или антифризе. Блок обеспечивает эффективное охлаждение сварочного инструмента, экономичен и мобилен.

Полуавтомат «Патон ППР-200» выгодно отличают высокая надежность в работе, простота в обслуживании, экономные массогабаритные характеристики.

Все заинтересованные могут обращаться по тел.: (38044) 226-27-20, 294-78-00; факс (38044) 269-12-56, 252-84-10; E-mail: ozsopaton@ukrnet.net



Диссертация на соискание ученой степени



**Институт электросварки им. Е. О. Патона
НАН Украины**

И. В. Кривцун (ИЭС) защитил 4 декабря 2002 г. докторскую диссертацию на тему «Комбинированные лазерно-дуговые процессы обработки материалов и устройства для их реализации».

В работе выполнен анализ современного состояния и обобщен опыт практического применения лазерно-дуговых и лазерно-плазменных технологий сварки и обработки материалов. Предложены новые схемы реализации комбинированных лазерно-плазменных процессов сварки, наплавки, напыления и др., базирующиеся на соосном объединении лазерного пучка и плазменной дуги при помощи специализированных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов. Разработаны основы теории комбинированных лазерно-плазменных процессов обработки материалов, методы расчета и опытные образцы устройств для их реализации.

Среди наиболее существенных научных результатов, полученных соискателем, следует отметить следующие.

Им установлено, что при взаимодействии сфокусированного пучка излучения CO₂-лазера с плазмой столба электрической дуги возникает особый вид газового разряда — комбинированный лазерно-дуговой разряд, свойства которого отличаются как от свойств обычной дуги, так и от свойств оптического разряда. Доказано существование в таком разряде плазменной линзы, фокусирующие свойства которой зависят от тока дуги, состава и расхода плазмообразующего газа, что позволяет, варьируя режим горения дуги, управлять фокусировкой лазерного пучка в плазме. Показано, что комбинированный лазерно-дуговой разряд как источник тепла для обработки материалов, обладающий новыми возможностями управления концентраци-

ей тепловой и электромагнитной энергии, может быть положен в основу создания нового класса плазменных устройств — интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов различного технологического назначения.

Диссертантом развита самосогласованная теория взаимодействия лазерного излучения и дуговой плазмы с конденсированными средами. Показана возможность лазерного управления катодными процессами на трубчатом термокатоде, рабочий конец которого подогревается пропускаемым через катод лазерным излучением. Получены выражения для расчета плотности теплового потока, вводимого в обрабатываемый металл каждой из составляющих комбинированного источника тепла, и давления на испаряющуюся поверхность расплава, установлены основные механизмы взаимовлияния лазерного и дугового воздействия на изделие при лазерно-дуговых процессах сварки и термообработки поверхности. Выявлены особенности лазерного нагрева диспергированных в газе керамических частиц, обусловленные интерференцией электромагнитных полей, возбуждаемых в мелкодисперсных керамических частицах лазерным излучением, и оптической неоднородностью частиц, возникающей в процессе их нагрева.

Результаты теоретических исследований легли в основу создания опытных образцов интегрированных плазмотронов для комбинированной лазерно-плазменной сварки и порошковой наплавки. Экспериментальные исследования разработанных устройств продемонстрировали широкие возможности и высокую эффективность их практического использования.

Создано программное обеспечение для компьютерного моделирования процесса напыления. Данное программное обеспечение используется Институтом физики плазмы им. Пьеро Калдиrola (Италия); Учебным и исследовательским институтом сварки (Германия); Университетом Троллхеттан (Швеция), а также фирмами Метал 7 (Канада); Альстом Лтд. (Швейцария); Праксэр Инк. (США) и Зальцер Метко (США).

УДК 621.791(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Припой для пайки содержит хром, вольфрам, цирконий и никель в качестве основы, отличающийся тем, что для пайки хромоникелевых сплавов со сплавами молибдена и вольфрама его составляющие находятся в следующей пропорции, мас. %: 23...34 хрома, 6...16 вольфрама, 14...20 циркония, остальное — никель. Патент Украины 43903. С. М. Самохин, В. Ф. Квасницкий, В. Ф. Хорунов и др. (Украинский государственный морской технический университет) [1].

Порошковая проволока для сварки и наплавки высокопрочного чугуна, отличающаяся тем, что шихта проволоки дополнительно содержит мрамор и никелевый порошок при следующем соотношении компонентов, мас. %: 17,5...30,6 графита; 18,9...34,2 силикокальция; 11,5...19,7 мрамора; 0,80...3,87 ферромарганца; 6,2...13,8 никелевого порошка; остальное — железный порошок, причем коэффициент заполнения порошковой проволоки составляет 26,2...32,4 %. Патент Украины 44122А. А. В. Пустовгар, А. И. Любич (Сумской государственный университет) [1].

Плазменное устройство, отличающееся тем, что цепь вторичной обмотки входного трансформатора содержит первое обмоточное устройство с первым эффективным числом витков для питания схемного устройства и второе обмоточное устройство с другим эффективным числом витков для питания второго

схемного устройства, причем указанные первое и второе эффективные числа витков отличаются. Патент Украины 44800. Д. Д. Аллен (Две Линкольн Электрик Компани, США) [3].

Сварочный комплекс для сварки трубопроводов под водой, отличающийся тем, что сварочная установка комплекса выполнена в виде подвешенной машины клещевого типа для автоматической контактной стыковой сварки с подвижными и неподвижными зажимами для труб, между которыми установлено устройство для защиты зоны сварки. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 44923. С. И. Кучук-Яценко, Б. И. Казымов, И. В. Зяхор (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона) [3].

Порошковая проволока для наплавки, отличающаяся тем, что в состав шихты ее дополнительно входят феррохром, ферросилиций, порошок алюминия и флюс АН-348А при следующем соотношении компонентов, мас. %: 75,0...78,0 стальной оболочки; 2,0...2,5 ферромарганца; 2,0...2,5 феррохрома; 0,9...1,2 ферросилиция; 0,15...0,30 ферротитана; 0,2...0,5 порошка алюминия; 4,0...6,0 флюса АН-348А; 9,0...15,75 порошка железа, при этом коэффициент заполнения порошковой проволоки составляет 25 %. Патент Украины 44801. Г. С. Микаэлян, И. А. Рябцев, В. В. Евтушенко (То же) [3].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора одной стороной соединена через конденсатор с общей точкой ключей, соеди-

*Приведены сведения о патентах, опубликованных в бюллетенях Украины «Промислова власність» за 2002 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).



ненных между собой последовательно и подключенных параллельно выходу входного выпрямителя к фильтру-конденсатору, соединенным между собой последовательно. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45079А. В. А. Кучеренко (НТУУ «Киевский политехнический институт») [3].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора одной стороной соединена с общей точкой ключей, соединенных последовательно и подключенных параллельно выводам входного выпрямителя, а другая сторона первичной обмотки сварочного трансформатора соединена с общей точкой фильтров-конденсаторов. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45080. А. В. А. Кучеренко (То же) [3].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора одним концом через ключ соединена с фильтром-конденсатором и анодом входного диода для подключения через этот диод к сети питания, другим концом первичная обмотка сварочного трансформатора через другой ключ соединена с общей точкой фильтров конденсаторов. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45101А. В. А. Кучеренко (То же) [3].

Охлаждающее устройство для снижения сварочных деформаций и напряжений, отличающееся тем, что оно вместо специального кондуктора с вертикальными стойками оснащено двумя разборными роликами, которые свободно оборачиваются на соединительных трубках для подачи охладителя с роликом, и регулировочным вентилем. Патент Украины 45114А. А. И. Гедрович, И. А. Гальцов (Восточнукраинский национальный университет) [3].

Способ пайки тавровых соединений труб или стержней металлических конструкций, отличающийся тем, что вначале создают развитую поверхность пайки путем изготовления паза в одной из деталей, а пластическую деформацию осуществляют с помощью калибрующего инструмента в виде штампа путем создания равномерного давления в направлении, перпендикулярном оси хотя бы одной соединяемой детали. Патент Украины 45491. А. С. Письменный, А. С. Прокофьев, М. Е. Шинлов, А. Г. Дубко (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона) [4].

Способ прессовой сварки с нагревом дугой, управляемой магнитным полем, отличающийся тем, что управление дугой осуществляют путем смены величины радиальной и постоянной в направлении аксиальной составляющей индукции магнитного поля, при этом торцы деталей нагревают с помощью управляемого перемещения дуги по внешним кромкам, при достижении необходимого нагрева дугу смещают на внутренние кромки или к центру, а потом вместе с повышением сварочного тока перемещают к внешним кромкам деталей и выполняют осадку. Патент Украины 45411. В. С. Качинский, С. И. Кучук-Яценко, В. Ю. Игнатенко, М. П. Коваль (То же) [4].

Машина для прессовой сварки труб с нагревом дугой, управляемой магнитным полем, отличающаяся тем, что каждый зажимный вкладыш зажимного механизма имеет выпуклые пояски, внутренний радиус которых на 2...3 % меньше минимально допустимого внешнего радиуса свариваемых труб, а каждый гидроцилиндр осадки содержит пружинное кольцо, имеющее возможность взаимодействия с плавающим поршнем, размещенным на штоке гидроцилиндра, регулировочную гайку, соединенную с контрштоком гидроцилиндра не менее 50 % пропана, а присадка дополнительно содержит с возможностью упора в заднюю крышку гидроцилиндра и резьбовую втулку, соединенную с гидроцилиндром. Патент Украины 45449. С. И. Кучук-Яценко, В. А. Сахарнов, В. Ю. Игнатенко и др. (То же) [4].

Электрододержатель для ручной дуговой сварки, отличающийся тем, что в токоподводящем стержне рукоятки электрододержателя размещен винт, выходящий торцом в паз, одна из боковых стенок которого по высоте выполнена со скосом, нижняя — наклонно, а верхняя под прежним углом к оси электрододержателя. Патент Украины 24280. В. Н. Виногреев, В. А. Луценко, Е. И. Виногреева [4].

Газ для сварки и резки металлов, отличающийся тем, что используют углекислый газ, содержащий не менее 50 % пропана, а присадка дополнительно содержит спирт, в молекулах которых присутствует не больше 4-х атомов углерода при следующем соотношении компонентов, мас. %: 90...99 углекислого газа, содержащего не менее 50% пропана; 0,6...6,0 кетона; 0,4...4,0 спиртов, в молекулах которых не более 4-х атомов углерода. Патент Украины 45931А. В. А. Елишкевич, А. Н. Литвиненко, И. А. Филипов [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что одна сторона первичной обмотки сварочного трансформатора устройства соединена через конденсатор и ключ с выходом входного выпрямителя, другая сторона первичной обмотки трансформатора подключена через другой конденсатор и другой ключ к другому выводу входного выпрямителя. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45660А. В. А. Кучеренко (НТУУ «Киевский политехнический институт») [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора устройства одним концом соединена с общей точкой конденсаторов, соединенных последовательно между собой и подключенных с одной стороны через ключ к общей точке фильтра-конденсатора и вывода входного выпрямителя, с другой стороны конденсаторы подключены через другой ключ к общей точке другого вывода входного выпрямителя и другого фильтр-конденсатора. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45661А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора устройства одним концом соединена со средней точкой конденсаторов, соединенных последовательно между собой и подключенных с одной стороны через ключ к общей точке, образованной анодом входного диода и фильтром-конденсатором, соединенным последовательно с другим фильтром-конденсатором. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45662А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора устройства одним концом подключена к общей точке ключей, соединенных последовательно и подключенных параллельно к соединенным между собой последовательно фильтрам конденсаторов. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45663А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора устройства одним концом соединена с общей точкой конденсаторов, соединенных последовательно между собой и подключенных с одной стороны через ключ к выходу входного выпрямителя. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45664А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора устройства одним концом через ключ соединена с фильтром-конденсатором и анодом входного диода для подключения катода этого диода к фазе сети питания. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45665А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что одна сторона первичной обмотки сварочного трансформатора соединена через конденсатор с общей точкой других конденсаторов, соединенных между собой последовательно и подключенных с одной стороны через ключ к общей точке фильтра-конденсатора и выходу входного выпрямителя. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 45666А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Устройство для дуговой сварки, отличающееся тем, что первичная обмотка сварочного трансформатора устройства одним концом подключена через конденсатор к общей точке ключей, соединенных последовательно между собой и подключенных параллельно к фильтрам-конденсаторам. Приведены и другие



отличительные признаки. Патент Украины 45728А. В. А. Кучеренко (То же) [4].

Способ контроля качества формирования многопроходного шва и устройство для его осуществления, отличающееся тем, что при этом контролируют геометрические размеры поперечного сечения каждого наплавленного слоя и его пространственное положение путем измерения на каждой секции выводной

технологической планки, немедленного отсоединения от нее после завершения процесса выполнения каждого прохода, и по результатам этих измерений осуществляют корректирование положения сварочного источника вдоль свариваемого стыка и параметров режима сварки. Патент Украины 45863А. И. А. Тарарычкин, Д. А. Оселедько [4].

ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ*

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 5 (яп. яз.)*

СВАРОЧНЫЕ СТАНДАРТЫ И НОРМЫ

Маруока Ё. Проектирование и обработка ферменных конструкций и соответствующие нормы (строительство), с. 62.

Накадзима Н. Проектирование и обработка сосудов давления и соответствующие нормы и стандарты, с. 67.

Стандарты и нормы на строительные конструкции, с. 72.

Современное состояние стандартизации в области сварки, с. 79.

Японский проект «Разработка надежных и высокоэффективных сварочных технологий», с. 84.

Результаты анкетирования по современному состоянию заводской резки, с. 86.

Накаяма М. Разработка оборудования для высокоскоростной лазерной обработки, с. 94.

Итоу Ё., Танака А. Оптимизация проектирования и производства сварных конструкций, с. 96.

Пособие по аттестации в области сварки, с. 101.

Ремонтная сварка куполов зданий, с. 117.

Введение стандарта ISO 9001, с. 118.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Оборудование для воздушно-плазменной резки, с. 124.

ЭШС нерасходуемым мундштуком, с. 127.

Наплавка и напыление, с. 141.

Коутаки Х. Экзаменационный справочник по сварке титана. Ч. 2. Сварочное оборудование и спецификации, с. 129.

ЛЕКЦИИ по методам неразрушающего контроля

Кагоу М. Лекция 4. Методики поверхностной дефектоскопии, с. 147.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 6 (яп. яз.)*

ПРИМЕНЕНИЕ СОВРЕМЕННЫХ ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Мацуяма К. Технологии соединения в эпоху информационных технологий, с. 58.

Яманэ С. Роботизированные сварочные системы с компьютерной сетью, с. 63.

Абэ Т. Диагностика оборудования на базе Интернета, с. 68.

Ёснока Т. Внедрение информационных технологий в производство с системой двумерных кодов, с. 74.

Сугимура К., Мацура Т. Разработка новых сварочных систем с использованием информационных технологий, с. 77.

Прогресс технологий лазерной обработки в судостроении, с. 82.

Ламарр А., Моулз М., Татибана Н. Оценка результатов сварки трением с перемешиванием с помощью ультразвуковой дефектоскопии с использованием фазированных решеток, с. 83.

* Раздел подготовлен сотрудницами научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 227-07-77, НТБ ИЭС).

Ямаути Т. Разработка и применение способа ультразвуковой низкотемпературной пайки, с. 89.

Стандарты и нормы на конструкции автодорожных мостов, с. 94.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Проблемы сварки нержавеющей стали, с. 103.

Наплавка и напыление, с. 123.

Сравнение японских и немецких стандартов по контролю качества, с. 108.

Коутаки Х. Экзаменационный справочник по сварке титана. Ч. 3. Способы сварки и повышения ее качества, а также методики испытаний, с. 113.

ЛЕКЦИИ по сварке трением с перемешиванием

Синода Т. Лекция 1. Основной принцип и оборудование, с. 128.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 7 (яп. яз.)*

ТРАДИЦИОННЫЕ УРОВНИ КВАЛИФИКАЦИИ В СВАРКЕ

Ясуда К. Составление банков данных по квалификации и способы их применения, с. 58.

Ямаути Ё. Программное обеспечение для определения уровня квалификации специалистов в области сварки, с. 65.

Традиции, обучение и отработка практических навыков специалистов-сварщиков, с. 70.

Куцуна М. Состояние разработки квалификационных систем в эпоху информационных технологий, с. 73.

Новые технологии высокоэффективной и высококачественной сварки, с. 79.

Цуцуми С. Дуговая сварка и экологические проблемы, с. 80.

Решение экологических проблем в современном сварочном производстве, с. 89.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Сварка МАГ, с. 93.

Наплавка и напыление, с. 133.

Оканива Т. Глубина провара при использовании активных флюсов, с. 107.

Японский проект по моделированию сварки, с. 111.

Коутаки Х. Экзаменационный справочник по сварке титана. Ч. 4. Методики оценочных испытаний, с. 121.

Стандарты и нормы на судовые стальные конструкции, с. 131.

ЛЕКЦИИ по сварке трением с перемешиванием

Синода Т. Лекция 2. Режимы, с. 138.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 8 (яп. яз.)*

ПУТИ СНИЖЕНИЯ СТОИМОСТИ ПРОИЗВОДСТВА

Аримура К. Технологии обработки на станкостроительных заводах, с. 60.

Мурата М. Автоматизация и организация производственных линий на заводах строительного оборудования, с. 65.

Минагава Х. Применение плазменной сварки для раскроечных заготовок, с. 68.

Пути снижения стоимости производства, с. 71.



Имайдзуми Х., Кагоу Т., Накасима Х. Разработка труб котлов для наплавки плазменной сваркой на обратной полярности, с. 76.

Фудзюка К. Современные технологии внутритрубного контроля трубопроводов, с. 81.

Создание автоматических сварочных линий в автомобилестроении, с. 87.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Дуговая сварка под флюсом, с. 91.

Наплавка и напыление, с. 120.

Сварочное производство Японии за 10 лет, с. 96.

Дуговая сварка на автоматических производственных линиях, с. 107.

Ондзава Т. Экзаменационный справочник по пайке Ч. 1. Теоретические основы пайки, с. 109.

Стандарты и нормы на конструкции напорных водопроводов, с. 119.

ЛЕКЦИИ по сварке трением с перемешиванием

Синода Т. Лекция 3. Температура и структура металла шва, с. 125.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 9 (яп. яз.)*

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПРИМЕНЕНИЕ МИКРООБРАБОТКИ

Мацуяма К. Современное состояние и применение технологий соединения линии микродеталей, с. 64.

Итоу А. Примеры применения контактной микросварки, с. 70.

Инда Ф. Новейшие технологии соединения микродеталей, с. 77.

Фурукава С. Применение дуговой микросварки для соединения прецизионных деталей, с. 83.

Идзуми Т. Выбор и применение зажимных приспособлений для сварки, с. 88.

Применение зажимных приспособлений в автоматизированном производстве, с. 91.

Ямамото С. Сварка магниевых сплавов в автомобилестроении, с. 95.

Эффективность использования сплошной проволоки в промышленности, с. 96.

Роботизированное производство в XXI веке, с. 102.

Сварка трением с перемешиванием меди, с. 108.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Микропайка, с. 123.

Ондзава Т. Экзаменационный справочник по пайке Ч. 2. Конструкция горелок и принцип их действия, с. 112.

ЛЕКЦИИ по сварке трением с перемешиванием

Синода Т. Лекция 4. Механические свойства соединений, с. 128.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 10 (яп. яз.)*

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИМЕНЕНИЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ

Огура Ю. Современное состояние НРК полупроводниковых модульных конструкций, с. 56.

Кубо Н., Такада М., Накагава К. и др. Новейшие методы НРК резервуаров для природного сжиженного газа, с. 61.

Хирасава Т. Ультразвуковая дефектоскопия швов на внутреннем оборудовании реакторов с использованием фазированных решеток, с. 68.

Татибана О., Эхара Э. Применение фазированных решеток для ультразвуковой дефектоскопии кольцевых швов на трубопроводах, с. 73.

Снижение стоимости сварки за 10 лет, с. 77.

Такахаси М. Заводские системы поставки сварочных материалов, с. 78.

Нагата С. Разработка цифрового контрольного производства на базе информационных технологий и его использование, с. 84.

Цукамото М., Уэда С., Цудзи К. Основные характеристики новой сплошной проволоки для автоматической сварки МАГ, с. 97.

Ключевые слова традиционных технологий «экология», «информационные технологии», «нано-», с. 101.

I Международный симпозиум по микросоединению, с. 105.

Организация систем контроля качества на базе информационных технологий, с. 107.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Микропайка, с. 123.

Ондзава Т. Экзаменационный справочник по пайке. Ч. 3. Расчет паяного соединения и дефекты пайки, с. 112.

ЛЕКЦИИ по сварке трением с перемешиванием

Синода Т. Лекция 4. Примеры применения, с. 128.

Билеты аттестационных экзаменов, с. 132.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 11 (яп. яз.)*

СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ

Ириэ Х. 10 лет сварке и резке CO₂- и ИАГ лазерами, с. 58.

Индзима К. Головки для гибридной сварки ИАГ лазерами, с. 67.

Сагоу Ё. Применение оборудования ручного типа для сварки ИАГ лазером, с. 71.

Канадзава Н. Эффективность обработки Nd: YVO₄ лазером, с. 75.

Оборудование для лазерной обработки. Проспект, с. 80.

Фукада Я. Теория и практика термитной сварки рельсов, с. 93.

Нисикава В. Основной принцип и области применения приварки шпилек, с. 99.

Када Т. Современное состояние и перспективы ультразвуковой сварки металлов, с. 104.

Применение заводской прецизионной сварки в мостостроении, с. 110.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Микропайка, с. 132.

Канаи А., Ондзава Т. Экзаменационный справочник по пайке. Ч. 4. Методики испытаний, с. 114.

Сварка в замочную скважину полупроводниковым лазером, с. 130.

*WELDING TECHNIQUE (Япония),
2001. — Vol. 49, № 12 (яп. яз.)*

ПРИМЕНЕНИЕ ЦИФРОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ В СВАРКЕ

Сэридзава Х., Ноги К. Применение цифровых технологий в сварке, с. 62.

Энэморы С., Хамамото К., Кавамото А. Применение цифровых технологий для сварочных источников питания, с. 68.

Энергосбережение при применении инверторной техники, с. 75.

Нарумия Т., Накагоми Т. Пособие по предупреждению непроизра с помощью банков данных, с. 76.

Неудачные испытания. Повышение уровня знаний и исправление ошибок, с. 81.

Результаты анкетирования по уровню знаний методик и техники испытаний, с. 84.

Разработка и применение способа сварки МАГ горячей проволокой, с. 97.

Повышение качества сварной продукции при автоматизации и роботизации производства, с. 104.

Итоу Дз. Разрушение швов на стальных каркасах при землетрясении. Причины и ошибки в расчетах, с. 108.

ВОПРОСЫ И ОТВЕТЫ

Микропайка, с. 127.

Экзаменационный справочник по сварке пластмасс. Ч. 1. Типы пластмасс и их свойства, с. 117.



НОВАЯ КНИГА

Рецензия на книгу **Ф. А. Хромченко «Ресурс сварных соединений паропроводов»**.
— М.: Машиностроение, 2002. — 352 с.

В 2002 г. вышла в свет монография «Ресурс сварных соединений паропроводов» известного российского ученого-материаловеда в области теплоэнергетики д-ра техн. наук Ф. А. Хромченко. Она посвящена особенностям структурного состояния и свойствам сварных соединений теплоустойчивых сталей, а также возможным повреждениям в процессе их длительной эксплуатации применительно к паропроводам ТЭС и ТЭЦ. Особая важность и актуальность изданной книги заключается в том, что в ней рассматриваются современные методы оценки ресурса сварных соединений паропроводов и результаты разработки определенных мер по его увеличению.

Учитывая, что свыше 95 % отечественных энергоблоков отработали свой расчетный ресурс (больше половины из них эксплуатируются свыше 200 тыс. ч), и в целом состояние оборудования ТЭС является критическим, издание книги, направленной на обеспечение надежности и долговечности сварных соединений паропроводов действующих энергоблоков, является весьма своевременным.

Монография состоит из пяти глав, списка литературы и трех приложений.

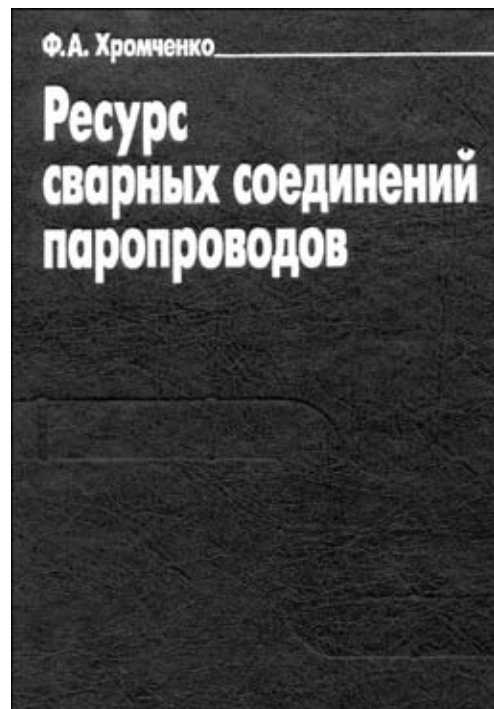
В **главе 1** рассмотрена структура и свойства сварных соединений хромомолибденовых и хромомолибденованадиевых теплоустойчивых сталей. Особое внимание автор обращает на особенности микроструктурных изменений в металле шва и зоны термического влияния в процессе ползучести сварных соединений. Проведен анализ микрповреждений зон сварных соединений при крипе. Показано, что жаропрочные свойства сварных соединений теплоустойчивых сталей во многом определяются исходной структурой и свойствами свариваемых сталей, тепловыми режимами сварки и последующей термообработки, а также условиями эксплуатации при ползучести.

Глава 2 посвящена особенностям и причинам повреждений сварных соединений. Приведена классификация повреждений и описаны механизмы их зарождения в сварных соединениях паропроводов из теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталей. Рассмотрены технологические, конструкционные и эксплуатационные причины указанных повреждений.

Глава 3 посвящена диагностике состояния металла сварных соединений паропроводов. Подробно изложены неразрушающие и разрушающие методы контроля диагностики и испытаний применительно к оценке состояния и работоспособности сварных соединений паропроводов. Предложены критерии оценки работоспособности и рациональные объемы и периодичность эксплуатационного контроля сварных соединений паропроводов в процессе эксплуатации.

В **главе 4** приведен материал по прогнозированию ресурса сварных соединений паропроводов. При прогнозировании ресурса автор считает весьма важным и необходимым применение современных расчетных, структурных и статистических методов оценки надежности сварных соединений. Рассмотрены вопросы установления паркового, индивидуального и остаточного ресурсов на основе расчетов по номинальным напряжениям, по фактическим нагрузкам и по структурному фактору.

В **главе 5** предложен комплексный подход к решению проблемы увеличения ресурса сварных соединений паропроводов,



который предусматривает ряд конструктивно-технологических мер, улучшение условий эксплуатации, а также применение более жаропрочных сталей мартенситно-ферритного и аустенитного класса.

Данная монография, обобщающая результаты многолетней работы автора, свидетельствует о высоком научно-техническом уровне выполненных исследований, отражает современные взгляды на криповые процессы при длительной эксплуатации металла теплоустойчивых сталей при рабочих температурах паропроводов и является серьезным вкладом в материаловедение теплоустойчивых сталей и их сварных соединений.

Монография имеет теоретическое и практическое значение для дальнейшего развития сварочного материаловедения в теплоэнергетике. Представленный материал по прогнозированию и увеличению ресурса сварных соединений может быть использован при разработке комплекса мероприятий по продолжению ресурса работы основного оборудования блочных ТЭС Украины.

Книга написана простым, доступным языком, хорошо иллюстрирована и может быть успешно использована научными сотрудниками, специалистами сварочного производства в области теплоэнергетики, а также преподавателями и студентами.

А. К. Царюк, канд. техн. наук



КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК В 2003 г. (СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ)

Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организаторы
20–21 января	Москва, Россия	Всероссийская с международным участием конференция «Сварка на рубеже веков» (к 100-летию со дня рождения Г. А. Николаева)	Москва 107005 МГТУ им. Н. Э. Баумана тел.: (095) 2636802; факс: (095) 2614257
17–19 февраля	Сан-Диего, США	2-я Международная конференция по пайке	Contact ASM International
18–19 февраля	Дрезден, Германия	Конференция «JOIN-TEC»	Gesellschaft für Wissens- und Technologietransfer der TU Dresden GmbH Frau S. Rosky Chemnitz Strasse 48b 01187 Dresden
2–7 марта	Москва, Россия	3-я Международная выставка-ярмарка инструмента для всех отраслей промышленности и быта	КВЦ «Сокольники» тел./факс: (107095) 2687605; 2687603
11–13 марта	Крит, Греция	6-я Международная конференция «Обработка поверхности-2003»	тел.: +44(0) 2380293223 факс: +44(0)2380292853 E-mail: shobbs@wessex.ac.uk
18–20 марта	Киров, Россия	Научно-техническая конференция сварщиков Урала «Сварка Урала-2003» (посвящается 100-летию юбилею Н. Н. Рыкалина)	Вятский госуниверситет Россия, 610000, г. Киров, ул. Московская, д. 36 Оргкомитет
19–22 марта	С.-Петербург, Россия	2-я Международная выставка-конгресс «Электротехнология-2003» (ЭЛТЕХ-2003)	С.-Петербург 199106 ОАО «Ленэкспо» тел.: (812) 3212631; факс: (812) 3212722 E-mail: averkina@mail.lenexpo.ru
25–28 марта	Минск, Беларусь	Международная выставка «Сварка и резка»	ЗАО МинскЭкспо просп. Машерова, 14 220035, Минск, РБ
26–27 марта	Минск, Беларусь	Международный симпозиум «Сварка и родственные технологии: расчет, проектирование, создание и оценка остаточного ресурса сварных конструкций»	В. К. Шелег тел.: +375 (172326363); факс: +375 (172399807); E-mail: vshelleg@wpc-i.ac.by
1–3 апреля	Порт Элизабет, ЮАР	Международный семинар «Сварка трением с перемешиванием»	Port Elizabeth South Africa tel.: +27(0) 415043608 fax: +27(0) 415049123 E-mail: acts@petech.ac.za
2–3 апреля	Гамбург, Германия	4-й съезд «Сварка в судостроении и инженерном строительстве»	Немецкий Лойд тел.: 49 40 36149777
3–5 апреля	Мишкольц, Венгрия	Международная конференция по металлическим конструкциям	Prof. Dr. Karoly Jarmai University of Miskols H-3515 Miskols, Egyetemvaros Hungary
8–10 апреля	Детройт, США	Международная сварочная выставка и ежегодная конференция Американского сварочного общества	Contact Amer. Welding Soc., Miami, Fla.; tel. 800/4439359; fax: 305/4437559
9–11 апреля	Москва, Россия	Международная выставка и конференция «Не разрушающий контроль и техническая диагностика в промышленности»	Центр международной торговли тел.: +7(812) 3806002; 3806000
20–24 апреля	Сингапур	Международная выставка по станкам и металлообрабатывающим машинам, метрологии и технологии формовки	Overseas Exhibition Services, Ltd. 11 Manchester Square, London W1U 3PL England UK
28 апреля – 2 мая	Сан-Диего, США	Международная конференция по металлургическим покрытиям и тонким пленкам	Contact tel.: 703/2663287; fax: 703/9688077
2–6 мая	Сан-Диего, США	Международный симпозиум «Металлургия и материалы»	Contact tel.: 514/3448786; fax: 514/3440361
6–8 мая	Орландо, Флорида, США	Международная выставка и конференция «Термическое напыление ITSC 2003»	Contact Charles A. Dec at 440/338-1733 Cdec@asminternational.org
14–16 мая	Парк Сити, США	4-й Международный симпозиум по сварке трением с перемешиванием	E-mail: diana.fairmaner@twi.co.uk
19–23 мая	пос. Качивели, Крым, Украина	Международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов»	ИЭС им. Е. О. Патона ул. Боженко, 11, г. Киев, 03680, Украина факс: (38044) 2680486, 2740277; E-mail: journal@paton.kiev.ua
20–22 мая	Запорожье, Украина	Научно-технический семинар «Прогрессивные технологии в машиностроении (МОЗ-2)»	г. Запорожье, Легкоатлетический манеж, ул. Тюленина, 13
20–23 мая	Киев, Украина	Международная выставка-ярмарка «Сварка. Родственные технологии — 2003»	НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» ул. Боженко, 11, г. Киев, 03680 тел.: 380(44) 2275529, 4952617; факс: 380(44) 2276502, 4952616; E-mail: expo@paton-expo.kiev.ua
21–22 мая	Галле, Германия	Монтажное соединение и конструирование в строительстве рельсов подвижного состава	Schweisstechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH Postfach 600106 06038 Halle
25–28 мая	Хельсингор, Дания	11-я Международная конференция по соединению материалов JOM-11	JOM-Institute, Gilleleje Strandvej, 28, DK-3250 Gilleleje, Denmark; E-mail: jomaws@post10.tele.dk
25–30 мая	Гонолулу, США	Международная конференция-выставка по морским и сварным конструкциям ISOPE-2003	SOPE-203 TPC P.O.Box 189 Cupertino, California 95015-0189, USA



Дата	Место проведения	Название мероприятия	Организаторы
3-6 июня	Шанхай, Китай	Международная выставка по специальному оборудованию и деталям машин	Busines and Industrial Trade Fairs, Ltd. Unit 1223, HITEC, 1 Trademart Drive, Kowloon Baym Hong Kong
4-8 июня	Н. Новгород, Россия	5-я Международная выставка «Сварка-2003»	Нижегородская ассоциация сварщиков
10-13 июня	Страсбург, Франция	Европейская конференция по материалам E-MRS 2003	www.emrs.c-strasbourg.fr
16-21 июня	Дюссельдорф, Германия	Международная выставка «Thermoprocess-2003» (промышленные печи и производственные процессы термообработки)	Дюссельдорф организатор: Кибер-С www.exponet.ru
6-11 июля	Бухарест, Румыния	56-й Конгресс Международного института сварки Конференция «Состояние и перспективы производства сварных конструкций для городских условий»	National R&D Institute for Welding and Material Testing-ISIM Bv. Mihai Viteazul 30, 1900 Timisoara, Romania Tel.: (+4056) 191831, 191835; fax: (+4056) 192797; E-mail: iiw2003@isim.dntt.m.ro
7-11 июля	Мадрид, Испания	Конференция «Процессы производства и обработки новых материалов THERMEC'2003»	THERMES'2003 Secretariat CONGREGA Fundacion Universidad Carlos III de Madrid Avda Universidad 30 28911 Leganes, Madrid, Hiszpania
13-18 июля	Гамбург, Германия	10-я Всемирная конференция по титану «Ti-2003»	Ti-2003 Conference Secretariat Deutsche Gesellschaft für Materialkunde Hamburger Allee 26 60486 Frankfurt, Germany
1-5 сентября	Лозанна, Швейцария	Европейский конгресс по новым материалам и процессам EUROMAT 2003	Dr. Peter Paul Schepp Deutsche Gesellschaft fuer Materialkunde Hamburger Allee 26 60486 Frankfurt, Germany
17-19 сентября	Берлин, Германия	Большая сварочная неделя Немецкого сварочного общества	Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren Düsseldorf, tel. 49 211 / 15910
22-26 сентября	Донецк, Украина	4-я Международная конференция «Благородные и редкие металлы БРМ-2003»	Дон НТУ, ул. Артема, 58, 83000 Донецк, Украина тел. (380622) 936141; факс (380622) 92 12 78
23-27 сентября	Белград, Югославия	Международная ярмарка по сварке и сварным конструкциям	Vera Bozic Yugoslav Welding Assotiation Greica Milenka 67 11000 Beograd, Yugoslavia
29 сентября – 1 октября	Грац-Серау, Австрия	Международный семинар «Математический анализ в сварке»	Ernst Kozeschnik Graz University of Technology Institute for Materials Science, Welding and Forming Kopernikusgasse 24 A-8010 Graz, Austria
21-23 октября	Катовице, Польша	45-я конференция сварщиков «Влияние сварки на качество и конкурентность промышленности» и 10-я Международная ярмарка «INTERWELDING»	Instytut Spawalnictwa 44-100 Gliwice, ul. B. Czeslawa 16/18 Tel. +48-32/2310011, fax: +48-32 / 2314652 Deutscher Verband für Schweißen und verwandte Verfahren Düsseldorf, tel. 49 211 / 15910 Międzynarodowe Targi Katowickie Sp. z.o.o. 40-955 Katowice, ul. Bytłowska 1b
3-6 ноября	Москва, Россия	4-я Международная выставка «ЭКСПОСВАРКА 2003»	Москва ЗАО «Экспоцентр» Тел.: (095) 2904013, 2029349; факс: (095) 2906002
11-14 ноября	Бирменген, Англия	Международная выставка по сварке, резке и изготовлению конструкций	Nexus Media, Industrial Division Nexus House, Swanley, Kent BR8 8HU, England UK
13-14 ноября	Мюнхен, Германия	6-й коллоквиум «Высокоскоростная газопламенная металлизация»	GTS-Gemeinschaft Thermisches Spritzen Tel.: 0049 89 310001 564
24-26 ноября	Киев, Украина	Международная конференция «Современные проблемы сварки и ресурса конструкций»	ИЭС им. Е. О. Патона ул. Боженко, 11, г. Киев, 03680, Украина тел.: (380-44) 2209578; факс: (380-44) 2680486; E-mail: office@paton.kiev.ua
25-28 ноября	Москва, Россия	3-я Международная выставка «РОССВАРКА 2003»	Москва КВЦ «Сокольники» тел./ факс: (107095) 105 34 19 тел.: (107095) 268 99 04 E-mail: ip@exposokol.ru
26-29 ноября	Киев, Украина	Международная ярмарка: Укринтертех, патенты, стандарты, инструменты, безопасность на производстве	Международный выставочный центр 01023 Киев, 1 Спортивная пл.