

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

**Главный редактор
Б. Е. Патон**

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
О. К. Назаренко, В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко
(в редакционную коллегию
входят ученые ИЭС им. Е. О. Патона)

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ**

Н. П. Алешин
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ
Гуань Цяо
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай
А. С. Зубченко
ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ
М. Зиниград
Ун-т Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль
В. И. Лысак
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
У. Райсген
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
Б. Е. Патон
ИЭС им. Е. О. Патона, Киев, Украина
Я. Пилярчик
Ин-т сварки, Гливице, Польша
О. И. Стеклов
РНТСО, Москва, РФ
Г. А. Турчин
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ
В. Г. Фартушный
Общество сварщиков Украины, Киев

Учредители

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
МА «Сварка» (издатель)

Издается ежемесячно

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Редакторы

Т. В. Юштина, И. Ф. Соколова
Электронная верстка
И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных
Министерством образования и науки
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней.

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

50 лет кафедре оборудования и технологии сварочного производства Запорожского национального технического университета	3
Опытный завод сварочного оборудования Института электросварки им. Е. О. Патона на современном этапе	9

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<i>Григоренко Г. М., Адеева Л. И., Туник А. Ю., Степанюк С. Н., Полещук М. А., Зеленин Е. В.</i> Особенности структуры сварных соединений металлов с различной растворимостью элементов в твердой фазе, полученных сваркой трением с перемешиванием	13
<i>Семенов А. П., Шуба И. В., Кривцун И. В., Демченко В. Ф.</i> Моделирование поведения сварочной ванны при точечной сварке импульсным лазерным излучением	24
<i>Хорунов В. Ф., Стефанив Б. В., Максимова С. В.</i> Влияние никеля и марганца на структуру сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn и прочность паяных соединений	29
<i>Гончаров И. А., Галинич В. И., Мищенко Д. Д., Судавацова В. С.</i> Прогнозирование термодинамических свойств расплавов системы CaO–Al ₂ O ₃	33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Кайтель С., Нойберт Я.</i> Технологии гибридной лазерно-дуговой сварки кольцевых швов на магистральных трубопроводах	37
<i>Калеко Д. М.</i> Ударная конденсаторная сварка проволоки из композитного сверхпроводящего сплава	44
<i>Шмидт М., Курынецов С. В.</i> Получение биметаллических заготовок с помощью лазерной сварки проплавным швом	47
<i>Жизняков С. Н.</i> Сухой лед — полезный материал при выполнении сварки	52

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Диссертация на соискание ученой степени	56
Сотрудничество ученых и производителей	56
Фильтровентиляционное оборудование из Германии	59

ХРОНИКА

Б. В. Данильченко — 75	61
Ю. С. Васильеву — 70	62
Памяти Л. С. Киреева	63
Памяти А. А. Кайдалова	63
Памяти В. А. Богдановского	64

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
V. V. Knysh, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko
(Editorial Board Includes PWI Scientists)

INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL

N.P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A.S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

College of Judea & Samaria, Ariel, Israel

V.I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

B.E. Paton

PWI, Kyiv, Ukraine

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O.I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G.A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

V.G. Fartushnyi

Welding Society of Ukraine, Kyiv

Founders

National Academy
of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute,
IA «Welding» (Publisher)

Published monthly

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Editors

T. V. Yusstina, I. F. Sokolova

Electron galley

I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

50 years of the Chair of Welding Equipment and Technology of the Zaporozhye National Technical University	3
Pilot plant of welding equipment of the E. O. Paton Electric Welding Institute at the nowadays stage	9

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Grigorenko G. M., Adeeva L. I., Tunik A. Yu., Stepanyuk S. N., Poleshchuk M. A., Zelenin E. V.</i> Peculiarities of structure of welded joints of various-solubility metals	13
<i>Semyonov A. P., Shuba I. V., Krivtsun I. V., Demchenko V. F.</i> Modeling of weld pool behavior in spot welding by pulsed laser emission	24
<i>Khorunov V. F., Stefaniv B. V., Maksimova S. V.</i> Effect of nickel and manganese on structure of alloys of Ag–Cu–Zn–Sn system and strength of brazed joints	29
<i>Goncharov I. A., Galinich V. I., Mishchenko D. D., Sudavt- sova V. S.</i> Prediction of thermodynamic properties of melts of CaO–Al ₂ O ₃	33

INDUSTRIAL

<i>Keitel S., Neubert J.</i> Technologies of hybrid laser-arc welding of circumferential welds on main pipelines	37
<i>Kaleko D. M.</i> Percussion capacitor-type welding of wire of composite super-conducting alloy	44
<i>Shmidt M., Kuryntsev S. V.</i> Producing of bimetal semi-products by laser welding with a full penetration weld	47
<i>Zhiznyakov S. N.</i> Dry ice is the useful material in welding	52

BRIEF INFORMATION

Thesis for scientific degree	56
Cooperation of scientists and manufacturers	56
Filtering-ventilation equipment from Germany	59

NEWS

B. V. Danilchenko is 75	61
Yu. S. Vasiljev is 70	62
In memory of L. S. Kireev	63
In memory of A. A. Kaidalov	63
In memory of V. A. Bogdanovsky	64

«Avtomaticeskaya Svarka» journal abstracted & indexed in Ukrainian refereed journal «Source», RJ VINITI «Welding» (Russia), «Welding Abstracts», ProQuest (UK), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (USA), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (France); Presented in Russian Science Citation Index & «Google Scholar»; Abstracted in «Welding Institute Bulletin» (Poland) & «Rivista Italiana della Saldatura» (Italy); Covered in the review of the Japanese journals «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

50 ЛЕТ КАФЕДРЕ ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА ЗАПОРОЖСКОГО НАЦИОНАЛЬНОГО ТЕХНИЧЕСКОГО УНИВЕРСИТЕТА

Днем рождения кафедры оборудования и технологии сварочного производства Запорожского машиностроительного института им. В. Я. Чубаря (в настоящее время Запорожский национальный технический университет) считается 25 апреля 1964 г. Этому событию предшествовала большая работа с предприятиями города и области по определению их потребности в инженерах сварочного профиля. Большинство заводов, научных и проектно-конструкторских учреждений высказались в пользу организации подготовки инженеров-сварщиков в ЗМИ. Первый прием студентов по специальности «Технология и оборудование сварки» составил 50 и 25 человек на дневную и вечернюю формы обучения соответственно.

Бурный рост промышленности Приднепровского региона в те годы требовал увеличения выпуска инженерных кадров сварочного профиля. Поэтому в 1969 г. набор студентов на дневное отделение возрос до 75 человек. В 1989 г. была открыта подготовка студентов по второй специальности «Технология и оборудование восстановления и повышения износостойкости машин и конструкций», которая сегодня несколько изменила название: «Восстановление и повышение износостойкости деталей и конструкций».

Свое существование кафедра начинала с подвального помещения. В то время не было ни надлежащей учебно-лабораторной базы, ни научно-исследовательского оборудования. Централизованного обеспечения из министерства тоже почти не было. В этих условиях активно откликнулись промышленные предприятия Запорожского региона: для нужд кафедры было безвозмездно выделено оборудование, материалы, приборы — все, что требовалось для выполнения первых хозрасчетных научно-исследовательских работ, которые приобретали широкий размах.

С момента организации кафедры ее возглавил энергичный ученый-педагог Вениамин Степанович Попов. Его характерными чертами были трудолюбие, преданность науке, организационные способности и настойчивость в достижении своей цели. Он создал коллектив единомышленников, которых объединяла вера в необходимость усовершенствования сварочных технологий, прогресс современного производства, развитие науки. Для кафедры всегда было характерно объединение учебного процесса с выполнением научных исследований, к ним постоянно привлекали одаренных студентов.



В. С. Попов



1969 г. Заседание ГЭК



1970 г. О. Г. Быковский, В. С. Попов, С. Л. Миличенко на первомайской демонстрации

следовательская лаборатория. Научным руководителем ее был назначен канд. техн. наук, доцент *С. Л. Миличенко*, а начальником — канд. техн. наук, доцент *Н. С. Гамов*, с 1985 г. начальником лаборатории был канд. техн. наук *П. П. Лазебнов*, научными руководителями — д-р техн. наук, проф. *О. Г. Быковский* и канд. техн. наук, доцент *И. В. Пиньковский*. Отраслевая лаборатория проводила теоретическую и экспериментальную работу по изучению механизма изнашивания и коррозионного разрушения деталей и узлов оборудования; разработке экономнолегированных износостойких сплавов и технологии изготовления сварочных материалов, разработке технологий восстановления деталей методами сварки, разработке мероприятий по усовершенствованию сварочного производства в отрасли. Параллельно с подготовкой инженеров-сварщиков кафедра готовит специалистов высшей квалификации — кандидатов и докторов наук.

За период существования кафедры ее сотрудники защитили свыше 30 кандидатских и 5 докторских диссертаций. Большинство защитившихся работают преподавателями на родной кафедре, а также на других кафедрах университета, различных предприятиях Украины, в научно-исследовательских, государственных, частных и политических структурах. Большой вклад в их подготовку внесли *В. С.*

Попов, *Н. Н. Брыков*, *О. Г. Быковский*. Продолжительная и плодотворная деятельность коллектива кафедры привела к созданию широко известной научно-исследовательской школы.

Д-р техн. наук, профессор *О. Г. Быковский* и канд. техн. наук, доцент *И. В. Пиньковский* разработали математическую модель определения температурно-временных условий, которые обеспечивают качественную точечную сварку разнородных материалов, в частности сталь-титан.

Канд. техн. наук, доцент *О. Г. Александров* и канд. техн. наук, доцент *Ю. Н. Савонов* исследо-



1971 г. Актив кафедры. Слева направо. Внизу: В. С. Попов, А. Г. Александров, Н. Н. Брыков, С. Л. Миличенко. Вверху: О. Г. Быковский, И. В. Пиньковский, Н. С. Гамов, Л. Г. Кравченко

вали коррозионную стойкость сварных соединений двухфазных аустенито-ферритных сталей, склонных к избирательной коррозии по металлу шва и коррозионному растрескиванию зоны термического влияния в щелочных средах высокой концентрации и повышенных температурах. Для предотвращения коррозионного растрескивания были разработаны режимы термической обработки.

Канд. техн. наук, доцент *В. Г. Гордиенко* и канд. техн. наук, доцент *А. А. Шумилов* исследовали условия работы лопаток дымососов на тепловых электростанциях, характер их изнашивания, приводящего к снижению тяги и сокращению межремонтных сроков эксплуатации. Разработаны новые перспективные материалы для наплавки, технологии и конструкция оборудования для наплавки атакующей кромки и пера лопатки сложной геометрической формы. Внедрение результатов исследования обеспечило повышение износостойкости дымососов и вентиляторов ТЭЦ, что существенно сократило затраты электроэнергии и повысило эффективность работы.

Канд. техн. наук *И. П. Иванов* разработал принципиально новый способ создания износостойких материалов, в структуре которых методами порошковой металлургии объединяются высокоизносостойкие карбиды и металлическая матрица, упрочняющаяся в процессе абразивного изнашивания.

Канд. техн. наук, доцент *Ю. М. Ткаченко* и канд. техн. наук, доцент *С. А. Шумикин* провели большую работу по повышению эксплуатационных свойств рабочих лопаток газовых турбин. Они разработали эффективную технологию восстановления структуры лопаток газотурбинных агрегатов АТ «Укр-газпром», что исключило их аварийное разрушение и позволило увеличить ресурс работы до 54 тыс. ч.

Канд. техн. наук, доцент *В. А. Гук* исследовал влияние легирования и структуры на износостойкость сплавов в условиях ударно-абразивного изнашивания. Он разработал новую порошковую проволоку, обеспечивающую высокую износостойкость наплавленного металла на билах дробилок ИРК-1. Эта проволока также может быть использована для наплавки зубьев ковшей экскаваторов. Внедрение результатов исследований в производство позволило увеличить ресурс бил дробилок в 20 раз. Во время выполнения НИР *В. А. Гук* создал несколько единиц экспериментального оборудования, которое используется как для исследовательской работы, так и в учебном процессе.

Канд. техн. наук, доцент *И. М. Билоник* и канд. техн. наук, доцент *С. П. Бережный* разработали технологию полу-



1977 г. В. И. Брагинец в ковше экскаватора ЭКГ-4,6. Комбинат «Индибирзолото», Оймяконский р-н, пос. Усть-Нера, Якутия



1979 г. Кафедра ОТСП отмечает 15-летний юбилей

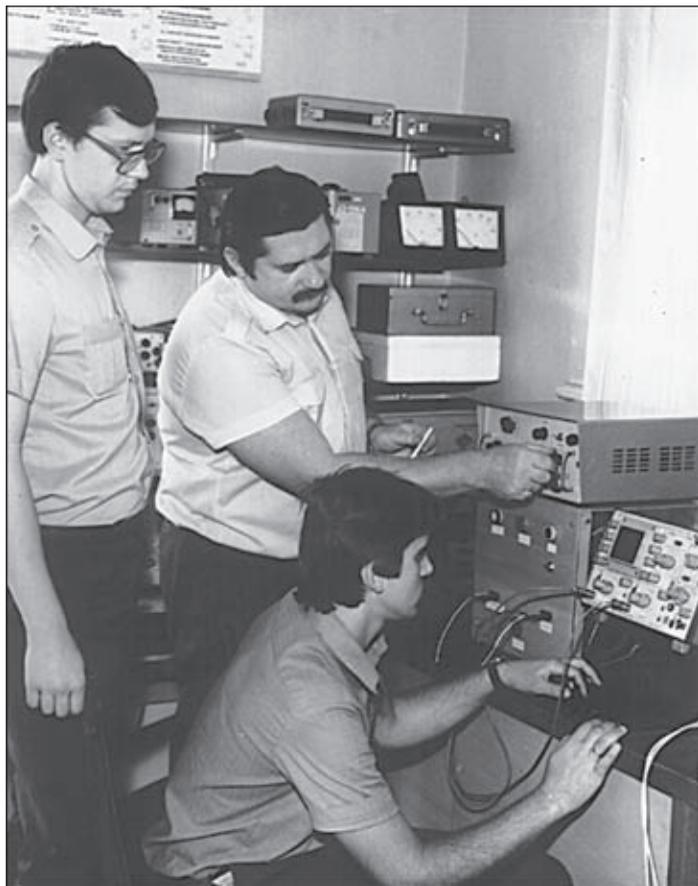
чения ферротитана электрошлаковым переплавом отходов титана и низкоуглеродистой стали. Канд. техн. наук, доцент *С. Н. Попов* под руководством канд. техн. наук, доцента *В. Н. Гордиенко* и д-р техн. наук, профессора *М. Н. Брыкова* разработал технологию наплавки быстроизнашивающихся деталей асфальтосмесителей, которая существенно увеличила износостойкость брони и лопаток. Канд. техн. наук, доцент *Н. С. Гамов*, занимая должность заведующего отраслевой лабораторией по повышению износостойкости и срока службы деталей целлюлозно-бумажного производства, совместно с канд. техн. наук, доцентом *Е. В. Гавровым* разработали износостойкие материалы и технологии наплавки, внедренные на Архангельском, Сегежском и Котласском целлюлозно-бумажных комбинатах.

Канд. техн. наук, доцент *Е. Н. Матвийшин* предложил новые технологии и материалы для нанесения слоев с высокими эксплуатационными свойствами методами термической металлизации. Это позволило в 20...30 раз повысить износостойкость деталей при трении по сравнению с износом деталей из литой бронзы. Кафедра активно проводила восстановительные работы проточного тракта гидротурбин Днепровского каскада, Братской ГЭС, каскада ГЭС на реке Сулак в Дагестане, а также гребных винтов судов на подводных крыльях типа река-море Днепровского бассейна. Все эти научные разработки внедрены в производство и дали значительный экономический эффект. По материалам научных работ кафедры подготовлены к изданию свыше 500 статей, получено около 100 авторских свидетельств и патентов на изобретения. Коллектив продолжает поиск путей решения актуальных научных и инженерных проблем.

Всего за 50 лет кафедра подготовила более 3000 инженеров, работающих в различных отраслях. Благодаря обретенным на кафедре знаниям, воспитанию профессионального отношения к труду, ответственности и порядочности многие выпускники достигли больших успехов.

Выпускники разных лет продолжают работать в родном университете и других вузах: канд. техн. наук, доцент *А. А. Шумилов* — декан инженерно-физического факультета (до 2012 г.); канд. техн. наук, доцент *А. В. Климов* — декан инженерно-физического факультета; канд. техн. наук, доцент *Н. Н. Сытников* — декан факультета последипломного образования; канд. техн. наук, доцент *Н. С. Гамов* — заведующий кафедрой международных экономических отношений, глава профкома университета; канд. техн. наук, доцент *Е. В. Гавров* — заведующий кафедрой начертательной геометрии и черчения (до 2010 г.); канд. техн. наук, доцент *В. Г. Шевченко* — заведующий кафедрой механики; канд. техн. наук *С. А. Ельманов* — проректор ЗНТУ по административно-хозяйственной работе (1996–2004 гг.); канд. техн. наук, доцент *Г. А. Пугачев* — доцент кафедры начертательной геометрии и черчения; д-р техн. наук, профессор *А. А. Митяев* — профессор кафедры технологии металлов; д-р техн. наук *А. В. Овчинников* — профессор кафедры механики; канд. техн. наук, доцент *Е. Я. Губарь* — декан факультета компьютеризованных технологий, машиностроения и дизайна Черкасского государственного технологического университета; канд. техн. наук *С. А. Шумикин* — доцент кафедры финансов Запорожской государственной инженерной академии; *В. В. Васильев* — заведующий лабораторией учебно-методического отдела.

Многие выпускники, посвятившие себя производственной деятельности, достигли



1986 г. О. Э. Рузов, В. Н. Гордиенко, А. Н. Рымарь в лаборатории

высоких положений. Среди них: *А. П. Пилипенко* — вице-президент Запорожского областного союза промышленников и предпринимателей «Потенциал»; канд. техн. наук *И. П. Иванов* — директор ОАО «Завод металлоконструкций»; *А. В. Непомнящий* — директор ОАО «Укрэнергочермет»; *А. А. Вакатов* — директор ОАО «Завод высоковольтной аппаратуры»; *С. В. Майтала* — директор ООО «Металургмонтаж-205»; *И. В. Клейнер* — Генеральный директор ПАО «Запорожтрансформатор»; *Н. И. Алексеев* — главный



2005 г. О. Г. Быковский и Н. А. Алексеев в лаборатории кафедры на выставке сварочного оборудования

сварщик ПАО «Запорожтрансформатор»; *В. Н. Беловоденко* — главный сварщик ОАО «Электродный завод»; *Л. О. Акуличев* — главный сварщик ОАО «Днепроэнерго»; *В. И. Брагинец* — директор научно-инженерного центра плазменных технологий ИЭС им. Е. О. Патона; *В. Н. Воронов* — главный сварщик ОАО «Запорожский завод металлоконструкций»; *Е. М. Вышемирский* — начальник Отдела главного сварщика Департамента капитального ремонта ОАО «Газпром»; *К. В. Красносельский* — директор ООО «Триада Лтд»; *Е. Г. Красносельская* — зам. директора ООО «Триада Лтд»; *М. И. Лифшиц* — начальник отдела материалов и технологических процессов концерна «Аэрокосмическая промышленность Израиля»; *Ю. Гальперин* — главный сварщик Slavin — Land Systems Division; *В. Энтис* — ведущий инженер Slavin — Land Systems Division; *В. Я. Закладной* — зам. генерального директора ОАО «Орсельмаш»; *А. Г. Забуга* — зам. начальника управления кадров по работе с инженерно-техническим персоналом АО «Мотор Сич»; *Г. М. Русев* — технический директор Запорожской научно-производственной фирмы «Плазматех»; *В. В. Попов* — директор ОАО «Завод газоочистительного оборудования»; *И. А. Петрик* — главный сварщик АО «Мотор Сич»; *Е. Д. Козловский* — главный конструктор ОАО

«Завод металлоконструкций»; *С. А. Медведков* — зам. генерального директора ОАО «АвтоЗАЗ»; *А. П. Плотник* — главный сварщик ПО «Искра»; *В. П. Трофимов* — зам. технического директора по наземной технике АО «Мотор Сич»; *И. И. Винниченко* — начальник производства турбин и камер сгорания, зам. директора моторного производства АО «Мотор Сич»; *В. Г. Кэнно* — начальник лаборатории физико-механических испытаний ЦЗЛ УГМет АО «Мотор Сич»; *А. П. Горбань* — начальник механического цеха № 37 АО «Мотор Сич»; *А. В. Гостищев* — Генеральный директор ПАО «Запорожский завод сверхмощных трансформаторов»; *Ю. . Калинин*



2011 г. Участники Всеукраинского конкурса студенческих научно-исследовательских работ

— начальник сварочного цеха ПАО «Запорожтрансформатор»; *А. А. Тылик* — главный инженер автосборочного производства ОАО «АвтоЗАЗ»; *В. Н. Самойленко* — зам. генерального директора по качеству ОАО «Завод металлоконструкций»; *Ю. И. Черевко* — начальник бюро сварки ГП ЗМКБ «Ивченко-Прогресс»; *О. С. Белозерцев* — зам. главного металлурга ГП ЗМКБ «Ивченко-Прогресс»; *Г. В. Хоменко* — начальник отдела сварки и упрочнения УГМ ОАО «Запорожсталь»; *О. Н. Манжура, И. А. Ризенко, В. И. Комаров* — инженеры отдела сварки и упрочнения УГМ ОАО «Запорожсталь»; *А. В. Билецкий* — начальник цеха металлоконструкций ОАО «Запорожсталь»; *А. В. Кугаенко* — главный сварщик ООО «Кислородмонтаж»; *О. А. Александров* — инженер фирмы «Босш» (Голландия); *В. В. Снисаренко* — главный инженер ОАО «Укрстальконструкция»; *Н. Н. Семериков* — начальник отдела труда и зарплаты ОАО «Искра»; *И. Г. Яцун* — глава правления ПАО «Янцевский гранитный карьер»; *Р. М. Загальский* — главный инженер ПАО «Янцевский гранитный карьер».

Многие выпускники кафедры достигли успеха в областях, не связанных непосредственно с производством: в политике, общественных делах, бизнесе. Среди них: *Ю. И. Костенко* — бывший народный депутат Украины; *А. С. Головка* — мэр г. Запорожья с 1992 до 2000 гг.; *В. Н. Огаренко* — ректор Классического частного университета (г. Запорожье); *Д. А. Антонюк* — вице-президент Запорожской торгово-промышленной палаты; *А. В. Коваленко* — директор департамента Запорожской торгово-промышленной палаты; *И. В. Власик* — глава правления ОАО «ТВиЦ Украина»; *Р. М. Коренблит* — директор торговой сети «Евростандарт»; *И. М. Очеретько* — директор торговой сети мобильной связи «Торнадо»; *А. В. Присуха* — директор ПП «ЭРПИ»; канд. техн. наук *С. В. Бабарикин* — директор ТОВ «Мицар».

В 2007 г. заведующим кафедры сварки становится опытный педагог, ветеран кафедры канд. техн. наук, доцент Юрий Михайлович Ткаченко. По его инициативе кафедра на протяжении трех лет — с 2009 по 2011 гг. проводила Всеукраинский конкурс научных студенческих работ. Кафедра получила ценный опыт, значительно расширила круг связей среди специалистов-сварщиков отечественных вузов. С 2009 г. на должность заведующего кафедрой ОТСП ЗНТУ избран д-р техн. наук Михаил Николаевич Брыков. Относительно короткий период заведования кафедрой позволяет определить следующие стратегические задачи: сохранение квалифицированных кадров, непрерывное повышение качества подготовки выпускников, развитие новых направлений научной работы, укрепление связей с коллегами в мире.

М. Н. Брыков, д-р техн. наук

*Коллектив предприятия «Триада»,
включаящий многих выпускников Запорожского национального
технологического университета (выпуски 1969-2012 гг.),
сердечно поздравляет родную кафедру с золотым юбилеем
и желает ей долгих и эффективных лет работы
на благо промышленности страны.
Именно в учебных заведениях формируется интеллектуальный
потенциал, закладывается фундамент для роста и развития
всего промышленного комплекса Украины!*

Опытный завод сварочного оборудования Института электросварки им. Е. О. Патона на современном этапе*

Опытный завод сварочного оборудования Института электросварки им. Е. О. Патона создан в 1959 г. на базе экспериментального цеха по внедрению технологий и оборудования, разработанных отделами Института и ОКТБ. В настоящее время на ОЗСО выпускается оборудование для внедрения новых высокоэффективных и экономичных технологий автоматизированной сварки под флюсом, для механизированной и автоматизированной импульсно-дуговой сварки, сварки неповоротных стыков магистральных трубопроводов, а также уникальное оборудование для автоматической дуговой сварки под флюсом кольцевых швов в узкую разделку.

По заказам Института электросварки им. Е. О. Патона ОЗСО производит для машиностроительных предприятий различных отраслей автоматизированное оборудование для наплавки, установки для электрошлаковых технологий, автоматизированные системы управления сварочным процессом и др.

Внедряя передовые технологии и конструкторские разработки, ОЗСО производит сварочное оборудование высокого качества с оптимальными техническими характеристиками, что удовлетворяет потребности как крупных промышленных предприятий, так и частных лиц в таких отраслях как:

- машиностроение;
- энергетика, нефтяная и газовая промышленность;
- строительство и транспорт;
- сельское хозяйство и жилищно-коммунальное хозяйство.

Завод располагает собственными производственными цехами и оборудованием для осуществления всего комплекса работ по выпуску и тестированию сварочных аппаратов.

ОЗСО серийно производит: трансформаторы и выпрямители для ручной и автоматической дуговой сварки и наплавки, сварочные полуавтоматы, аппараты аргодуговой сварки, инверторную технику (MIG-MAG, TIG, MMA, в т. ч. с синергетическим управлением и работой в импульсном режиме), установки и источники питания для электрошлаковых технологий, сварочные тракторы для автоматической сварки под флюсом различных марок сталей и др.

Одним из основных типов сварочного оборудования являются источники питания для различных видов дуговой сварки, применение которых зависит от условий эксплуатации (монтажные и ремонтные работы, или промышленное производство). Для монтажных и ремонтных работ используется оборудование небольших габаритов, малого веса с ограничениями по продолжительности работы. Для этих целей завод выпускает как трансформаторы, так и выпрямители инверторного типа.

К трансформаторам марки **ПАТОН** относится СТШ-252, обеспечивающий сварку на токах до 250 А. Для промышленных предприятий, для напряженных условий работы, завод выпускает трансформаторы



Инверторный аппарат для ручной и аргодуговой сварки

* Статья на правах рекламы.

марки ПАТОН СТШ-315 СГД и СТШ-400 СГД. В обоих типах трансформаторов встроены стабилизаторы горения дуги (СГД), которые не только значительно улучшают процесс сварки штучными электродами при ручной дуговой сварке, но и позволяют производить аргонодуговую сварку алюминиевых сплавов.

Для ручной дуговой сварки на постоянном токе завод выпускает **выпрямитель ВД-310Н** с приставками для антиприлипания электрода и улучшения возбуждения дуги.

Для газозлектрической сварки завод выпускает **4 типа полуавтоматов на токи 150, 180, 250 и 315 А**. Первые два — для монтажных и ремонтных работ, вторые — для промышленных предприятий.

Для особо напряжённых условий работы на больших токах выпускается **выпрямитель ВС-650СР** с блоком подачи сварочной проволоки **БП-608**. Выпрямитель универсальный, позволяет производить не только сварку в углекислом газе на одном посту, но и многопостовую ручную дуговую сварку штучными электродами на четырех постах.



Аппараты для сварки в узкую разделку

Так же, в качестве многопостового, завод выпускает **выпрямитель ВМГ-5000**, позволяющий производить сварку на 30 постах при газозлектрической или ручной дуговой сварке.

Для мощных установок электрошлаковой сварки, печей электрошлакового переплава завод выпускает специальные однофазные и трехфазные **трансформаторы типа ТШС и ТШП** на токи 1000, 3000 и 10000 А. Кроме того, по специальным заказам завод изготавливает различную специализированную аппаратуру для сварки и наплавки.

В последние годы расширился бытовой сектор использования аппаратов для ручной и газозлектрической сварки. Для бытовых условий выпускаются малогабаритные выпрямители инверторного типа **ВДИ на токи от 120 до 250 А** и аргонодуговые инверторы серии **АДИ на токи 160 и 200 А**.

Для этих же целей используется малогабаритный **полуавтомат ПС-152** с встроенным блоком подачи, который позволяет производить сварку тонколистовой стали толщиной от 0,5 мм.



Разнообразное сварочное оборудование, производимое Опытным заводом на протяжении более 50-ти лет, пользуется большим спросом не только в Украине и странах СНГ, но и за рубежом, благодаря высокому качеству изготовления и надежности в работе.

Начиная с 2011 г. ОЗСО совместно с Институтом электросварки им. Е. О. Патона и ОКБ плодотворно сотрудничают с предприятиями, входящим в структуру **Госнефтекомпани Азербайджана** (ГНКАР/SOCAR). Проведено обучение в научных центрах Института электросварки по специальностям взрывника и руководителя взрывных работ, выполнены работы по отделению двух понтонов от блока методом направленного взрыва при строительстве морской стационарной платформы на месторождении «Гюнешли» в Каспийском море. Заключен контракт с ПО «Азнефть» на выполнение подводных ремонтно-сварочных работ по устранению трещины газопровода на месторождении «Гюнешли».

В конце ноября 2013 г. ОЗСО сдал в эксплуатацию комплекс оборудования для автоматической дуговой сварки под флюсом (кольцевых швов в узкую разделку) роторов мощных турбин. Специалистами ОКБ и Института электросварки по заказу **ОАО «Турбоатом»** (головной научной организации Министерства промышленной политики Украины по энергетическому машиностроению) разработана новая сварочная технология и оборудование для изготовления сварных комбинированных роторов при помощи автоматической сварки под флюсом в узкую разделку. Такой способ изготовления существенно увеличивает виброустойчивость и надежность ротора в процессе эксплуатации, в высоко- и низкотемпературном режимах. По заключению приемочной комиссии такое оборудование может использоваться при сварке под флюсом в узкую разделку не только роторов паровых турбин, но также изделий другой конфигурации.

Также в 2013 г. ОЗСО возобновил **разработки специальных мощных источников питания и оборудования для электрошлакового переплава** и расширил ассортимент бытовых сварочных аппаратов благодаря внедрению в серийное производство инверторов **ПАТОН ВДИ-250S** серии «Standard» для ручной дуговой и аргодуговой сварки. В настоящее время проводятся испытания **плазмореза ПРИ-40** инверторного типа для плазменной резки, питающегося от напряжения 220 В; ведется разработка **полуавтоматического сварочного аппарата инверторного типа** на 250 А.

С 2014 г. завод ведет разработку **альтернативных источников энергии** и организации серийного производства высокоэффективных модульных инверторных источников питания для сварки, используемых в качестве преобразователей солнечной энергии.

С января 2014 г. инверторы «ПАТОН» ВДИ-200P DC MMA/TIG производятся в корпусе, обеспечивающим **класс защиты IP 33** согласно системе классификации степеней защиты оболочки электрооборудования от проникновения твердых предметов и воды (международный стандарт IEC 60529, ГОСТ 14254–96). Ранее аппараты выпускались в корпусе, обеспечивающем класс защиты IP 21, как и большинство сварочных аппаратов украинского производства.

С марта 2014 г. ОЗСО установил 5-летнюю гарантию на сварочные инверторы серий АДИ и ВДИ. Гарантийный ремонт и сервисное обслуживание продукции ОЗСО осуществляется силами собственного Сервисного центра. Сварочные инверторы марки ПАТОН сертифицированы согласно **Европейским стандартам (Сертификат CE)**.

В начале 2014 г. введены в эксплуатацию новые производственные линии по выпуску электродов для сварки углеродистых и низколегированных сталей — АНО-4, АНО-21, АНО-36 и УОНИ-13/55 диаметром от 3 до 5 мм с улучшенными технологическими показателями.

Дилерская сеть ОЗСО охватывает все регионы Украины, насчитывая более сотни торговых точек. Завод поставляет полный ассортимент сварочного оборудования в торговые сети и гипермаркеты Украины: **Эпицентр, Новая Линия, ОЛДИ**, а с января 2014 г. — в российскую торговую сеть **СТД «Петрович»**.

В 2013 г. на российский рынок успешно выведено инверторное и трансформаторное сварочное оборудование марки ПАТОН, уже успевшее зарекомендовать себя в бытовом и про-



мышленном секторе. Несколько крупных предприятий России подписали контракты на поставку и ввод в эксплуатацию специализированного оборудования для автоматической сварки, а также источников питания для электрошлаковых технологий и сварочного оборудования для строительной отрасли. Дилерская сеть по продаже оборудования марки Патон на территории России представлена в следующих городах:

- Северо-Западный регион: Санкт-Петербург и Ленинградская область, Великий Новгород, Псков;
- Центральный регион: Москва и область, Тула и область, Воронеж, Белгород;
- Приволжский регион: Оренбург, Набережные Челны, Ижевск, Казань, Пермь, Чебоксары, Пенза, Самара, Энгельс;
- Уральский регион: Екатеринбург;
- Сибирский регион: Красноярск, Новосибирск, Омск, Барнаул;
- Южный регион: Краснодар, Ростов-на-Дону, Волжский.

Завод также поставляет оборудование в страны ближнего и дальнего зарубежья: Российская Федерация, Республика Беларусь, Республика Казахстан, Азербайджанская Республика, Польша, Чехия, Экваториальная Гвинея.

Участие ОЗСО в трех международных выставках — «Сварка. Резка. Наплавка» (Россия, Москва, июнь 2013), MESSE ESSEN «SCHWEISSEN&SCHNEIDEN» (Германия, Эссен, сентябрь 2013) и Weldex (Россия, Москва, октябрь 2013) — позволило определить новые перспективы развития сварочных аппаратов марки ПАТОН, хорошо зарекомендовавших себя на рынке Украины.

В 2014 г. ОЗСО примет участие в специализированной выставке «СВАРКА 2014» (Россия, Санкт-Петербург, июнь) и 14-й Международной выставке сварочных материалов, оборудования и технологий «Weldex 2014» (Россия, Москва, октябрь).

Открыты представительства Завода в России (г. Санкт-Петербург) и Республике Беларусь (г. Минск), ведутся переговоры об открытии представительства в Польше для полноценного выхода на рынок ЕС оборудования марки ПАТОН.

Среди постоянных клиентов ОЗСО: Азнефть, Азовтранскомплект, БелАЗ, Беларуськалий, Восток-Руда, Государственная нефтяная компания Азербайджанской Республики, Днепродзержинская ГЭС, Запорожсталь, К.А.Н. Строй, Киевводоканал, Киевэнерго, Коржевский специализированный горно-дробильный карьер, Криворожский завод горного оборудования, Перша приватна броварня, Познякижилстрой, Ростэнерго, Турбоатом и другие.

*В январе этого года ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона исполнилось 55 лет
и в планах Завода дальнейшее развитие
и совершенствование технологий и оборудования дуговой сварки,
сварки в защитных газах и автоматической сварки, контактной сварки,
электрошлаковой сварки и переплава, электронно-лучевой сварки и напыления,
плазменно-дугового переплава, а также доработка базовых моделей
бытовых сварочных аппаратов.
Неизменным остается лозунг Завода – НАДЕЖНОСТЬ, КАЧЕСТВО, ТРАДИЦИИ!*

*Анатолий В. Степахо, Председатель правления завода,
В. А. Корицкий, научный консультант, канд. техн. наук,
Антон В. Степахо, пом. Председателя правления завода*

Контакты: 03045, Киев, ул. Новопиროговская, 66
тел./факс: +38(044) 259-40-00; www.paton.ua



ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛОВ С РАЗЛИЧНОЙ РАСТВОРИМОСТЬЮ ЭЛЕМЕНТОВ В ТВЕРДОЙ ФАЗЕ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Г. М. ГРИГОРЕНКО, Л. И. АДЕЕВА, А. Ю. ТУНИК, С. Н. СТЕПАНЮК, М. А. ПОЛЕЩУК, Е. В. ЗЕЛЕНИИ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Приведены результаты исследования структуры и свойств сварных соединений разнородных металлов, полученных сваркой трением с перемешиванием. Исследованы системы с неограниченной (Ni–Cu) и с ограниченной (Cu–Fe) растворимостью, а также с отсутствием растворимости (Al–Fe) компонентов в твердом состоянии. В результате сварки трением с перемешиванием меди и никеля было получено качественное сварное соединение с взаимным проникновением одного металла в другой на глубину до 3 мм. Ведущую роль в этом процессе играет механическое перемешивание металлов, а процессы диффузии незначительны. В полосах механического перемешивания происходит измельчение структуры вследствие прохождения процессов перекристаллизации. Диффузия меди в никель по границам зерен идет на глубину до 20 мкм с образованием прослоек твердого раствора этих металлов. При исследовании сварного соединения меди со сталью установлено, что ведущую роль в этом процессе также играет перемешивание металлов, роль диффузионных процессов мала. В процессе сварки происходит значительное измельчение зерна как в зоне рекристаллизации, так и в зонах термомеханического и термического влияния. В результате сварки трением с перемешиванием алюминия с железом образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов: массоперенос в первую очередь алюминия и последующее образование соединений Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения содержат интерметаллиды в алюминиевой матрице. Такая структура имеет твердость 2870 ± 410 МПа, что более чем в 3 раза ниже твердости алюминидов железа. Результаты проведенных исследований позволяют рекомендовать данный способ сварки для получения биметаллических соединений разнородных металлов, имеющих различную растворимость элементов в твердом состоянии. Библиогр. 20, табл. 5, рис. 15.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, сварное соединение, биметалл, механическое перемешивание металлов, диффузия, растворимость в твердой фазе, микроструктура, рентгеноспектральный микроанализ, элементный состав, микротвердость

Развитие современного машино-, автомобиле-, авиа-, судо-, приборостроения, а также других отраслей промышленности, в которых используются агрегаты, работающие в экстремальных условиях, невозможно без применения новых конструктивных материалов и соединений из разнородных металлов. В большинстве своем это трудносвариваемые металлические материалы, значительно отличающиеся друг от друга физико-механическими свойствами. Как правило, при соединении таких металлов сварка с промежуточной жидкой фазой приводит к образованию структурных комплексов и фазовых составляющих, которые значительно снижают работоспособность соединений. Решить эту задачу можно с помощью одного из способов сварки в твердом состоянии, таких как диффузионная сварка, магнитно-импульсная, контактная без оплавления, ударная, сварка трением и взрывом. Все эти способы позволяют решить многие проблемы по ресурсо- и энергосбережению. Они находят применение в конкретных технологиях, например, при произ-

водстве электроконтактов, клапанов двигателей, переходных элементов и других конструкций. Это позволяет экономить дорогостоящие материалы, уменьшать массу конструкции, снижать потери электроэнергии, а главное — соединять трудносвариваемые материалы.

Одним из перспективных способов соединения разнородных металлов и получения качественных биметаллических соединений является сварка трением с перемешиванием (СТП), запатентованная в 1991 г. в Британском институте сварки [1]. Большинство исследователей указывает на многочисленные преимущества СТП по сравнению с другими способами получения неразъемных соединений [2–7]: сохранение в значительной мере свойств основного металла в зоне сварки по сравнению со способами сварки плавлением; отсутствие вредных испарений и ультрафиолетового излучения в процессе сварки; возможность получения бездефектных швов на сплавах, которые при сварке плавлением склонны к образованию

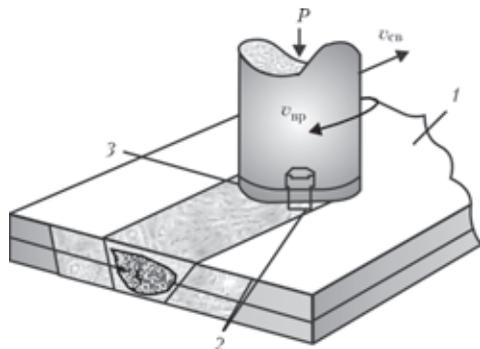


Рис. 1. Схема процесса СТП: 1 — изделие; 2 — пин-инструмент со специальным профилем; 3 — заплечник ($v_{св}$ — скорость сварки; $v_{вр}$ — скорость вращения; P — прилагаемая нагрузка)

горячих трещин и пористости в металле швов; отсутствие необходимости в применении присадочного материала и защитного газа; удаление поверхностных оксидов на кромках перед сваркой; отсутствие потерь легирующих элементов в металле шва.

В настоящее время большой интерес представляет возможность применения СТП для сварных соединений разнородных металлов. Исследователи [8, 9] продемонстрировали успехи в сварке разнородных металлов, таких как алюминий и сталь. Способ СТП для получения соединений алюминия с магнием был успешно применен в работах [10, 11]. Информация о свариваемости и механических свойствах разнородных Al-Cu, Ni-Cu соединений приведена в работах [12–14]. Как отмечают авторы этих публикаций, решающее влияние на свариваемость разнородных металлов оказывает металлургическая совместимость, которая определяется взаимной растворимостью соединяемых металлов в жидком и в твердом состоянии, а также образование хрупких химических соединений — интерметаллидов.

Целью настоящей работы является изучение особенностей структуры и свойств биметаллических соединений с различной растворимостью компонентов в твердом состоянии, полученных способом СТП, в частности, системы Ni-Cu, компоненты которой имеют неограниченную растворимость; системы с ограниченной растворимостью Cu-сталь и системы, в которой отсутствует растворимость соединяемых металлов в твердом состоянии Al-Fe.

Сварные соединения нахлесточного типа были изучены способом СТП, схема которого приведена на рис. 1.

Пластификация и перемешивание металлов двух плит происходит в замкнутом объеме специальным вращающимся пин-инструментом [14, 15],двигающимся с определенной скоростью. Для проведения процесса СТП были отобраны образцы исходных сплавов: меди, никеля, стали 3, алюминия и армо-железа. Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов приведены в табл. 1.

При проведении исследований применяли комплексную методику, включающую металлографию (оптический микроскоп «Неофот-32») и дюрOMETрический анализ (твердомер М-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,249 и 0,496 Н). Электронное исследование структуры и определение ее элементного состава методом рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) проводили на базе аналитического комплекса, состоящего из сканирующего электронного микроскопа JSM-35 CF фирмы «JEOL» (Япония) и рентгеновского спектрометра с дисперсией по энергии рентгеновских квантов (модель INCA Energy-350 фирмы «Oxford Instruments» (Великобритания)). Характерной особенностью данного анализа является локальность — минимальная область возбуждения составляет 1 мкм. Одно из преимуществ энергодисперсионного спектрометра — возможность одновременного анализа порядка 50 элементов (от бора до урана) с отображением всего найденного спектра. Изображение структуры получали в режиме вторичных электронов при $U = 20$ кВ. Для выявления структуры исследуемых соединений использовали химические реактивы [16] и условия травления, приведенные в табл. 2. Для изучения возможности создания разнородных соединений проанализированы диаграммы состояния двойных систем Cu-Ni, Cu-Fe, Fe-Al [17–19]. Исследованы микроструктура поперечного и продольного сечения сварных соединений, полученных СТП. Изучены явления перемешивания металлов в пластическом состоянии, диффузии элементов и условия образования интерметаллидных фаз, определены их состав и микротвердость.

Медь и никель — два металла, образующие непрерывный ряд твердых растворов (рис. 2) и

Таблица 1. Режимы СТП и характеристика свариваемых материалов*

Марка материала	Тип биметаллического соединения	Толщина слоев, мм	Глубина погружения пин-инструмента, мм	Микротвердость слоев, МПа	Скорость сварки, мм/мин
H1/M0	Ni-Cu	4/10	5	2312/1160	40
M0/сталь 3	Cu-сталь	7/8	8	1160/2160	60
AMr6/008ЖР	Al-Fe	5/3	6	552/1260	60

* Скорость вращения пин-инструмента для всех свариваемых материалов составляла 1250 об/мин.



Таблица 2. Реактивы и условия металлографического травления

Материал	Состав реактива	Способ применения	Примечание
Cu (M0)	Азотная кислота (50 мл)+ +вода (50 мл)	Химическое травление при интен- сивном перемешивании реактива, $\tau = 5... 30$ с, $T = 20$ °С	Для удаления оксидной пленки используют со- ляную кислоту (80 мл) и воду (20 мл) при $\tau =$ $= 1... 3$ с, $T = 20$ °С
Ni (H1)	Сернистый аммоний (20 г)+вода (100 мл)	Электролитическое травление $U = 6... 15$ В, $\tau = 3... 10$ с	—
Сталь 3	Азотная кислота (4 мл)+ +этиловый спирт (100 мл)	Химическое травление, $\tau = 5... 30$ с, $T = 20$ °С	Промывка образцов в этиловом спирте
Al (AMг6)	Едкий натрий (10 г)+вода (100 мл)	То же	Для удаления оксидной пленки используют плавиковую кислоту (50 мл) и воду (50 мл) при $\tau = 1... 3$ с, $T = 20$ °С
Fe (008ЖР)	Азотная кислота (4 мл)+ +этиловый спирт (100 мл)	->-	Промывка образцов в этиловом спирте

имеющие однотипные с близкими параметрами кристаллические решетки (ГЦК). Они относятся к смежным группам периодической системы элементов (атомные радиусы отличаются менее чем на 10...15 %) и не образуют хрупких интерметаллидных соединений. При сварке этих металлов образуются соединения с наиболее однородными свойствами.

Диаграмма состояния Cu–Ni состоит из трех областей. В верхней части материал состоит из жидкого раствора меди и никеля, в средней области содержит как жидкую, так и твердую фазы, состав которых может быть вычислен с помощью правила «рычага». В нижней области Cu–Ni является твердым раствором замещения, где атомы меди и никеля взаимозаменяемы в кристаллической решетке. Твердый раствор замещения образуется в системе Cu–Ni, потому что медь и никель кристаллизуются с образованием ГЦК решетки, имеют схожие атомные радиусы, электроотрицательную валентность [17, 18]. Однако медь и никель имеют разные физико-механические характеристики. Медь является мягким, пластичным материалом с высокой электропроводимостью, плавится при температуре 1085 °С, в то время как никель — относительно твердый, устойчивый к коррозии металл, который плавится при 1455 °С.

Сварное соединение Ni–Cu было получено при использовании концентрированного термомеханического действия пин-инструмента в процессе СТП на режимах, приведенных в табл. 1. Сварку осуществляли через 4-миллиметровую никелевую пластину марки Н1. Толщина медной пластины (марка М0) составляла 10 мм.

Исследованы металлографические шлифы данного соединения в поперечном и продольном сечении (рис. 3, 4). Сварное соединение не имеет дефектов в виде непроваров, трещин и пор. В поперечном сечении зоны соединения наблюдается ядро овальной формы размером 4×6 мм (рис. 3, а, б), расположенное в меди.

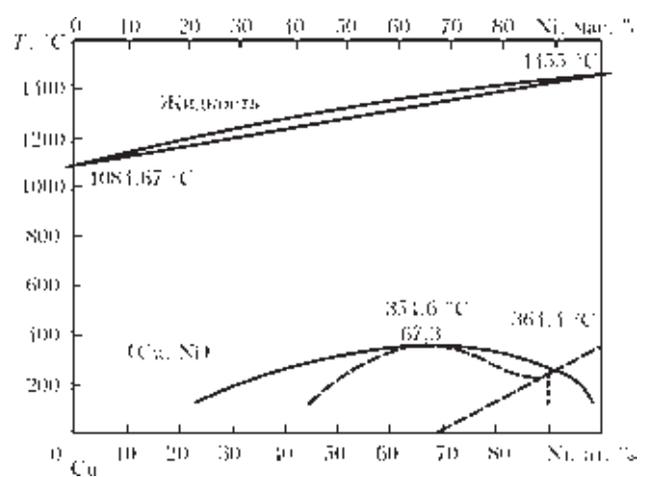


Рис. 2. Диаграмма состояния системы Cu–Ni [17]

Оно представляет собой концентрические деформационные кольца с вкраплениями никелевых частиц, содержание которых составляет около 10 об. %. В верхней части ядра образовалась область пластического перемещения никеля в медь вследствие воздействия пин-инструмента через никель. В этой области размером 2,5×3 мм наблюдается захват меди, содержание которой достигает около 15 об. %.

При исследовании продольного сечения в зоне соединения никеля и меди происходит взаимное проникновение этих металлов на глубину до 3 мм. Перемешивание металлов наблюдается в виде взаимопроникающих чередующихся полос, направленных в сторону движения пин-инструмента (рис. 4, а, б). Полосы меди и никеля составляют 0,3...0,6 и 0,03...0,3 мм соответственно. Вследствие прохождения процессов перекристаллизации в этих полосах происходит измельчение структуры. В меди размер зерна колеблется от 5 до 20, а в никеле — от 5 до 40 мкм. Микротвердость полос никеля составляет 1270±40, а меди — 1140±50 МПа. Над участком перемешивания металлов в никеле фиксируется участок термомеханического влияния протяженностью до 3 мм

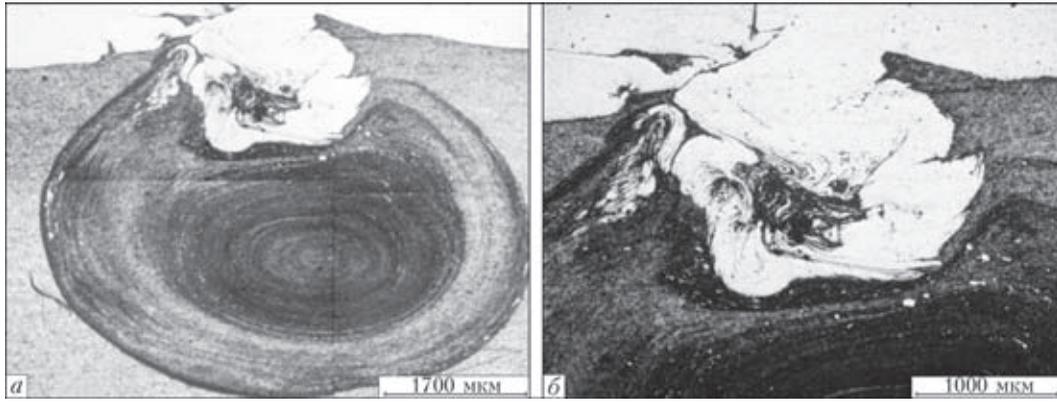


Рис. 3. Микроструктура поперечного шлифа сварного соединения Ni–Cu, полученного СТП: *a* — общий вид; *b* — область перемешивания никеля с медью

с направленными полосами деформации (рис. 4, *a, в*) и размером зерна 20...70 мкм. Темные полосы деформированного никеля отличаются более высокой твердостью (1610±160 МПа) по срав-

нению со светлыми промежутками между ними (1290±110 МПа). Краевой участок никеля — зона термического влияния (ЗТВ), находящаяся выше

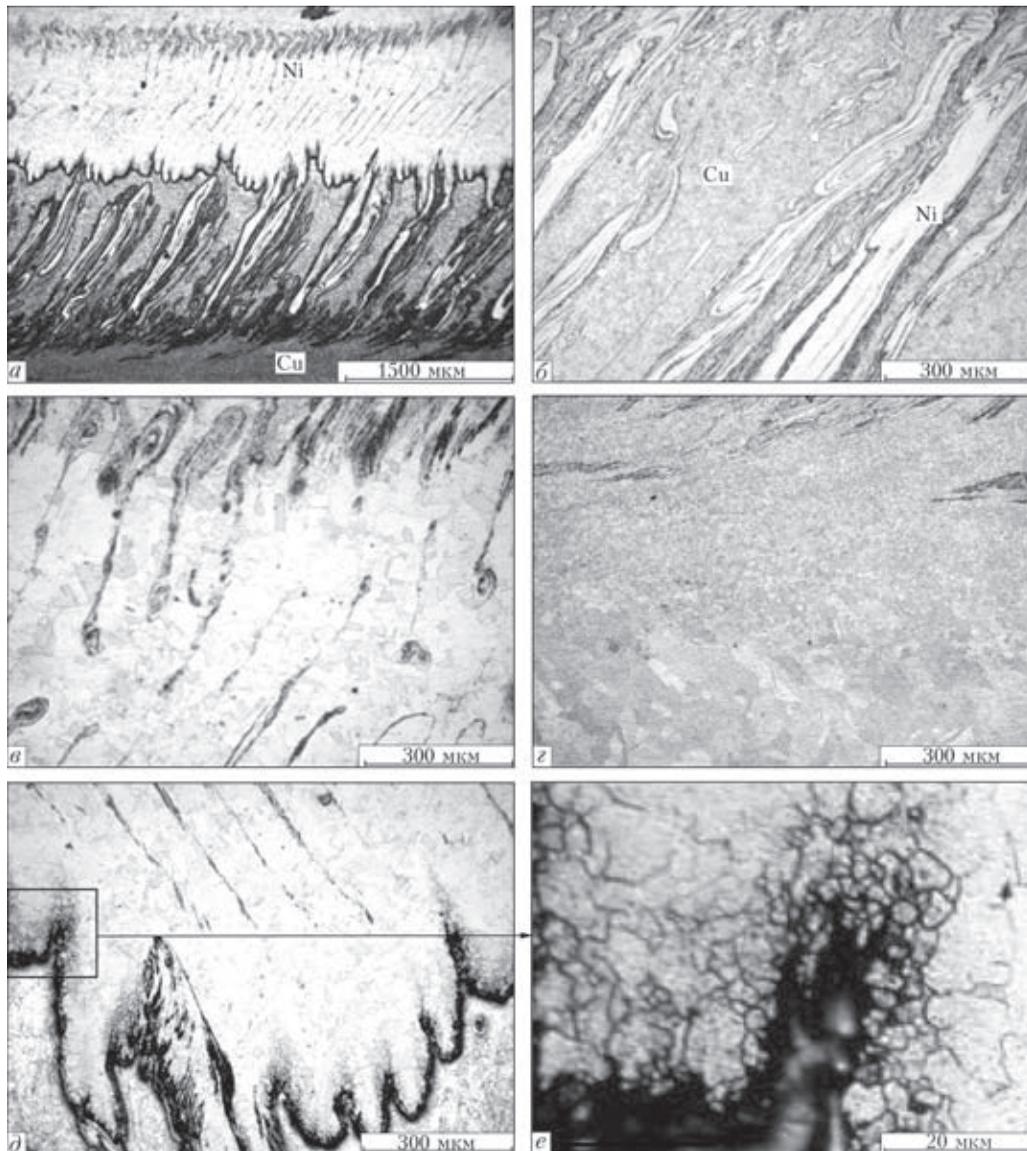


Рис. 4. Микроструктура продольного сечения сварного соединения Ni–Cu, полученного СТП: *a, б* — зона перемешивания никеля с медью; *в, г* — зона термомеханического влияния соответственно в никеле и меди; *д, е* — зона взаимодиффузии меди в никеле

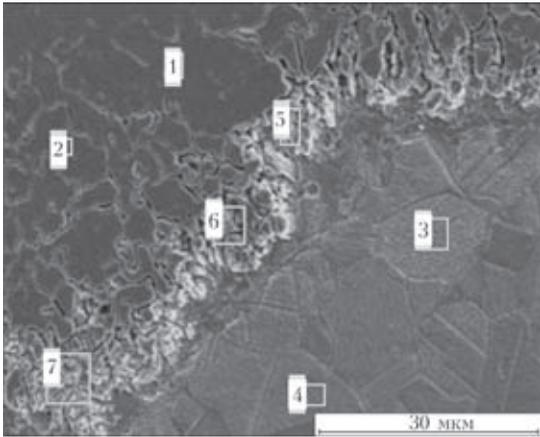


Рис. 5. Микроструктура зоны контакта Ni–Cu, снятая во вторичных электронах

зоны термомеханического влияния, имеет более крупное зерно.

В меди под зоной механического перемешивания наблюдаются участок перекристаллизации шириной до 0,6 мм с мелким зерном размером 15...20 мкм и участок до 0,1 мм термомеханического влияния со слегка деформированным зерном, переходящим в основной металл (см. рис. 4, *з*). В обоих этих участках наблюдаются включения никеля в виде вытянутых (веретенообразных) фрагментов с микротвердостью 1300 ± 170 МПа.

Края полос и участки никеля, непосредственно контактирующие с медью (см. рис. 4, *б*, *д*, *е* и рис. 5), растравливаются сильнее и имеют пониженную микротвердость (1100 ± 60 МПа). Это можно объяснить взаимодиффузией меди и никеля по границам зерен с образованием прослоек твердого раствора этих металлов (см. рис. 4, *д*, *е*). Методом РСМА проанализирован химический состав зоны контакта двух металлов и установлено, что по границам зерен происходит диффузия меди в никель на глубину 10...20 мкм.

При исследовании зоны соединения в характеристическом излучении не обнаружена значительная взаимодиффузия элементов вглубь чередующихся полос никеля и меди. На рис. 6 и в табл. 3 приведены результаты картирования зоны механического перемешивания металлов в соединении Ni–Cu. Таким образом, в результате исследования

Таблица 3. Химический состав исследуемых участков соединения Ni–Cu, мас./ат. %

Исследуемый участок	Ni	Cu
Рис. 5		
1	100	0
2	100	0
3	0,30/0,32	99,70/99,68
4	0,37/0,40	99,63/99,60
5	75,46/76,90	24,54/23,10
6	91,64/92,22	6,36/7,78
7	83,92/84,95	16,08/15,05
Рис. 6, <i>а</i>		
1	99,23/99,29	0,77/0,71
2	99,18/99,24	0,82/0,76
3	4,03/4,35	95,97/95,65
4	5,96/6,42	94,04/93,58

сварных соединений никеля с медью установлено, что ведущую роль в процессе СТП играет перемешивание металлов в пластическом состоянии и в меньшей степени их взаимодиффузия.

С целью изучения возможности получения способом СТП соединения разнородных металлов с ограниченной растворимостью компонентов в твердом состоянии была рассмотрена система медь–сталь. Согласно диаграмме состояния Cu–Fe растворимость углерода в меди практически отсутствует в твердом состоянии, а в жидком при температурах 1100...1700 °С она составляет 0,00015...0,003 мас. % [17–19]. Добавка углерода к железомедным сплавам несколько уменьшает растворимость меди в твердом железе и не меняет общей картины. Поэтому авторы для анализа процесса рассматривали взаимодействие между медью и железом. Диаграмма состояния системы Cu–Fe приведена на рис. 7. Данные о полной или частичной растворимости железа и меди в жидком состоянии противоречивы. В системе существуют три области первичной кристаллизации фаз δ , γ и ϵ и три превращения (два перитектических и одно эвтектоидное), протекающих при 1478, 1094 и 850 °С. Показано отсутствие расслаивания в системе Fe–Cu, однако в переохлажденном состоянии (степень переохлаждения

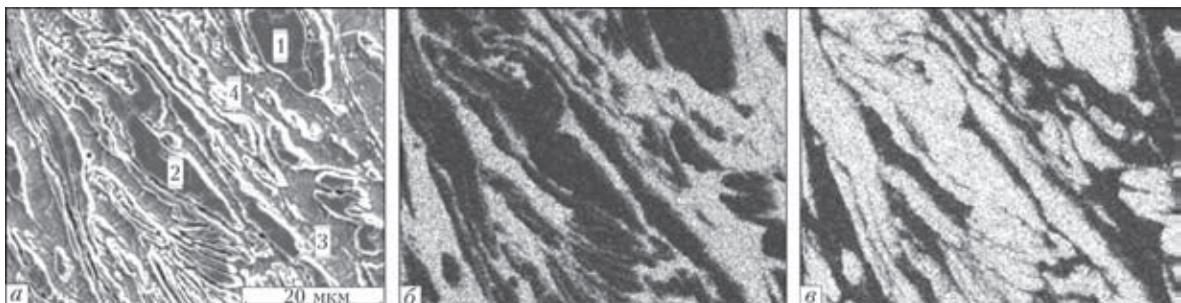


Рис. 6. Изображение зоны соединения Ni–Cu, полученное во вторичных электронах (*а*) и в характеристическом излучении меди (*б*) и никеля (*в*)

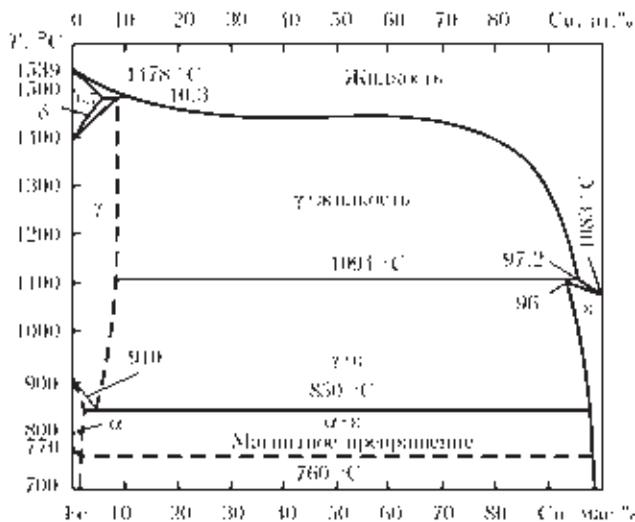


Рис. 7. Диаграмма состояния системы Cu-Fe [19]

100 °С и больше) оно наблюдается. Растворимость железа в меди при 1025, 900, 800 и 700 °С составляет 2,5; 1,5; 0,9 и 0,5 мас. % соответственно [19]. При дальнейшем понижении температуры растворимость железа в меди изменяется незначительно. Чистая медь имеет ГЦК решетку, поэтому ее присадка расширяет область γ -железа. Растворимость меди в γ -твердом раство-

ре (8 мас. %) больше, чем в α -твердом растворе (0,3 мас. %), и соотношения в этой системе аналогичны системе Fe-C. Интерметаллидов в системе нет.

СТП были подвергнуты пластины меди и низкоуглеродистой стали, режимы сварки приведены в табл. 1. Воздействие пин-инструмента производили через 7-миллиметровую медную пластину. Исследование продольного и поперечного сечения сварного соединения меди со сталью показало, что оно не имеет дефектов: трещин, непроваров и пор не обнаружено (рис. 8, 9). Установлено, что в продольном сечении соединение носит зубчатый характер. В меди наблюдаются клинообразные внедрения, наклоненные в сторону направления сварки (рис. 8, в). Максимальная глубина их проникновения составила 500 мкм. Эта область состоит из внедренных в деформированную медь мельчайших стальных частиц размером 1...10 мкм, микротвердость — этих участков 2740...3020 МПа. Над такими клинообразными внедрениями находится участок неполной перекристаллизации меди — зерна округлой формы размером 30...100 мкм, хаотично расположенные между зернами основного металла меди (рис. 8, б).

Максимальное их количество, составляющее примерно 80 об. %, находится в непосредственной близости к зоне соединения со сталью. По мере удаления от зоны соединения их количество убывает, а размер уменьшается. Протяженность зоны неполной перекристаллизации в меди составляет 600...800 мкм.

Ширина ЗТВ в стали достигает 4,5 мм. Четко просматриваются участки неполной перекристаллизации, мелкого и среднего зерна (рис. 8, в-д). Участок среднего зерна расположен непосредственно в зоне соединения с медью. В зоне контакта размер зерна стали на порядок меньше, чем в основном металле. Микротвердость этого участка составляет 2290 ± 120 , в то время как ферритно-перлитной стали — 2160 ± 100 МПа. Поскольку сталь имеет твердость гораздо больше меди, то в поперечном сечении зоны соединения не произошло образование классического овального ядра (рис. 9). Зона соединения в верхней части состоит из меди, а нижняя часть — из смеси стальных частиц различной величины в медной матрице. Клинообразные внедрения стали в медь на глубину 700...1000 мкм ограничивают ядро соединения. Методом РСМА были проанализированы различные участки зоны соединения и определен их химический состав (рис. 10, а, б, табл. 4). Как показали исследования, кли-

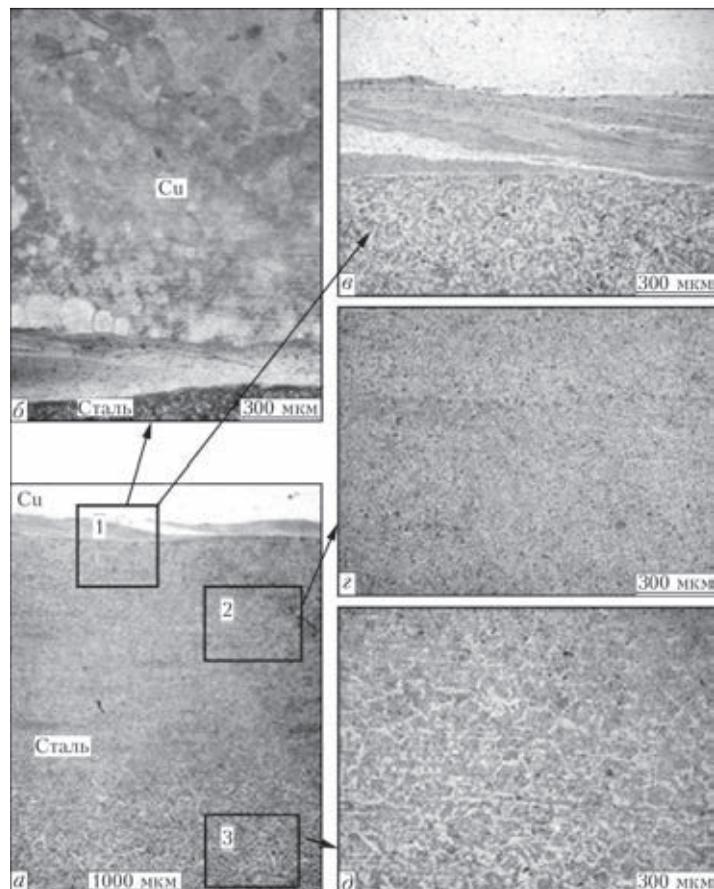


Рис. 8. Микроструктура продольного сечения сварного соединения Cu-сталь, полученного при СТП: а — общий вид сварного соединения; б — зона перемешивания стали с медью; в — участок среднего зерна; г — участок мелкого зерна в ЗТВ стали; д — участок неполной перекристаллизации в стали

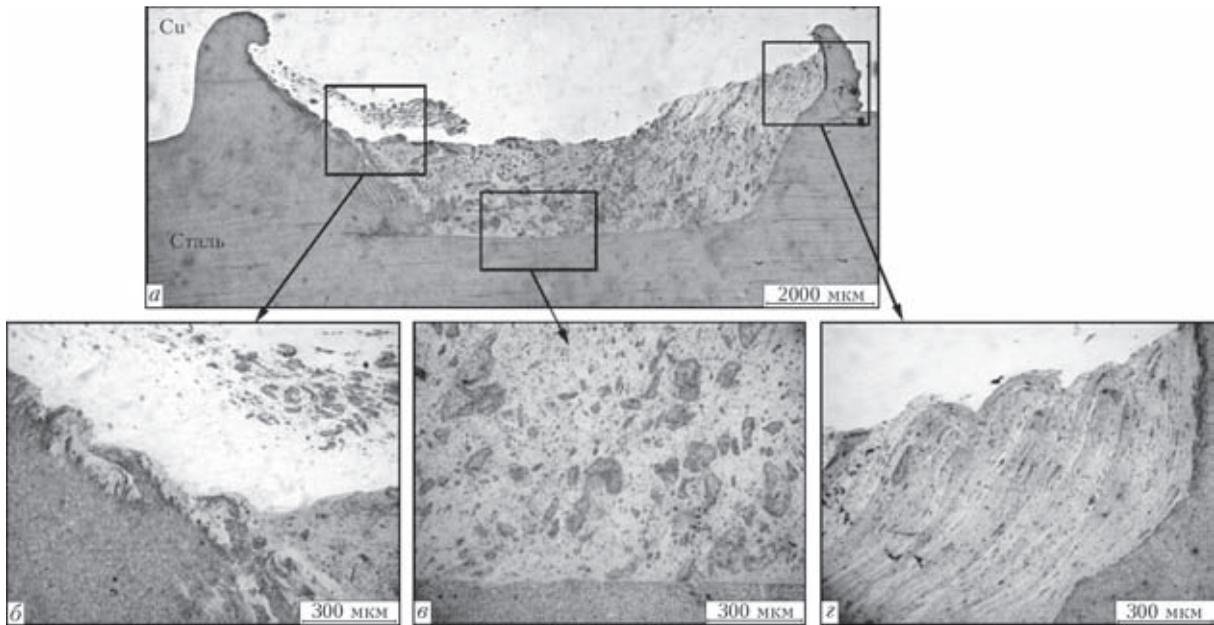


Рис. 9. Микроструктура поперечного сечения сварного соединения Cu–сталь, полученного при СТП: *a* — общий вид; *б, в* — боковые участки; *в* — центр зоны перемешивания Cu–сталь

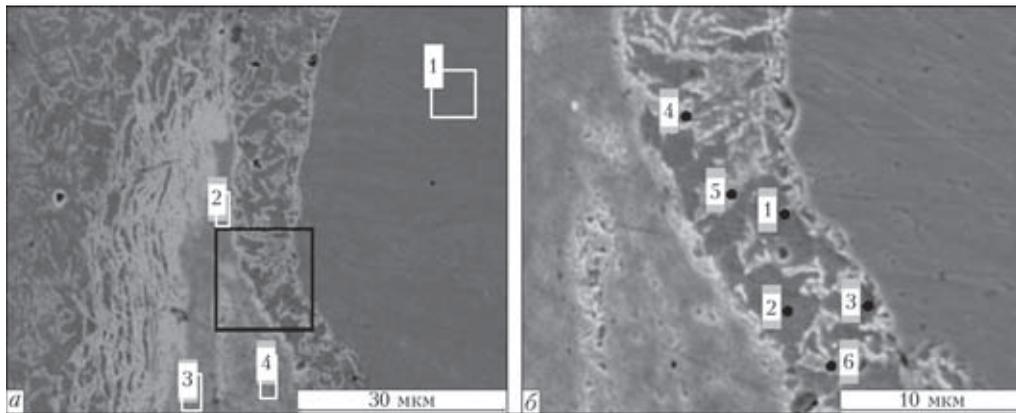


Рис. 10. Микроструктура зоны контакта меди и стали, снятая во вторичных электронах

нообразные внедрения имеют ферритно-перлитную структуру и практически не содержат меди. В зоне соединения меди со сталью отмечено образование большого количества включений железа внедренных в медь в виде отдельных полос и механической смеси меди со сталью. В медной матрице зафиксировано значительное количество железа (21,75...31,69 мас. %) в виде дисперсных включений (табл. 4). Исследовав граничные участки внедренной стальной полосы (рис. 10, *б*), можно

сделать предположение о том, что наряду с вкраплениями меди проходят процессы взаимодиффузии между металлами с образованием твердого раствора. Результаты картирования зоны перемешивания в соединении Cu–сталь 3, которая представляет собой механическую смесь меди (основа) и стальных частичек разной величины, приведены на рис. 11 и в табл. 4. В наиболее крупных стальных частицах наблюдаются дисперсные включения меди. При исследовании в характери-

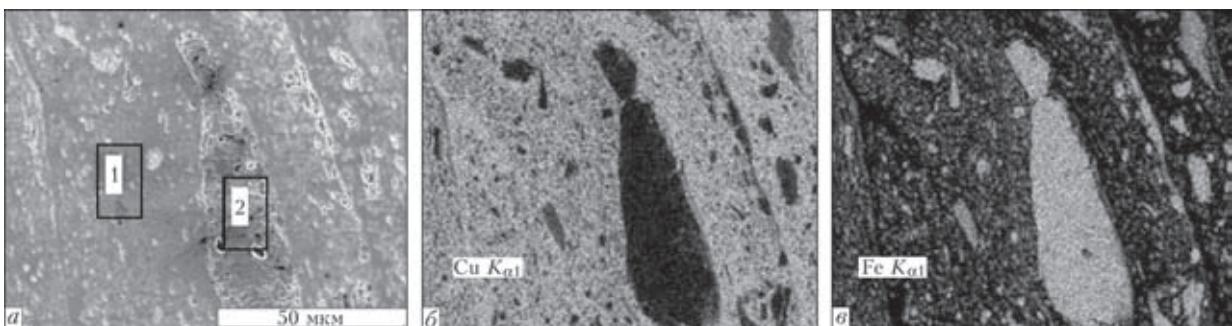


Рис. 11. Зона контакта Cu–сталь, снятая во вторичных электронах (*a*) и в характеристическом излучении меди (*б*) и железа (*в*)



Таблица 4. Химический состав исследуемых участков соединения Cu–сталь, мас./ат. %

Исследуемый участок	Fe	Cu	Mn	Si
Рис. 10, а				
1	0,24/0,27	99,76/99,73	0	0
2	21,75/24,02	77,98/75,68	0,27/0,30	0
3	30,97/33,79	68,80/65,96	0,23/0,25	0
4	31,69/34,41	67,88/64,79	0,43/0,47	0,15/0,32
Рис. 10, б				
1	97,74/97,54	0,74/0,68	1,19/1,21	0,29/0,57
2	97,44/97,27	1,03/0,90	1,26/1,27	0,28/0,55
3	97,46/97,31	1,05/0,92	1,23/1,25	0,26/0,52
4	97,41/97,30	0,96/0,84	1,42/1,45	0,21/0,41
5	97,55/97,40	0,83/0,73	1,38/1,40	0,23/0,46
6	97,58/97,29	0,76/0,67	1,29/1,30	0,37/0,74
Рис. 11				
1	21,47/23,72	78,27/75,99	0,26/0,29	0
2	97,60/97,44	0,99/0,87	1,14/1,16	0,27/0,53

стическом излучении меди и железа не регистрируется значительная взаимодиффузия элементов, однако ее нельзя исключать в пограничных областях. Установлено также, что в процессе СТП данных металлов происходит существенное измельчение зерна как в зоне рекристаллизации, так и в зонах термомеханического и термического влияния. Из проведенных исследований следует, что ведущую роль при получении сварного соединения меди со сталью способом СТП играет перемешивание металлов в пластическом состоянии, роль диффузионных процессов менее значительна.

Возможность соединения разнородных металлов способом СТП при отсутствии взаимной растворимости элементов в твердой фазе была изучена на примере системы Fe–Al (рис. 12). Из литературных источников известно, что препятствием к получению качественных сварных со-

единений алюминия и его сплавов с железом является химическое взаимодействие этих металлов, приводящее к необратимому образованию интерметаллидов по зоне контакта двух металлов [19, 20]. В соответствии с диаграммой состояния системы Fe–Al образуются твердые растворы, интерметаллидные соединения и эвтектики. В твердом состоянии растворимость железа в алюминии весьма незначительна, при температурах 225...600 °С она находится в интервале 0,01...0,022 мас. %. Растворимость железа в алюминии при эвтектической температуре (654 °С) составляет 0,053 мас. %, а при комнатной — железо совсем не растворяется. При затвердевании сплава алюминия с железом уже при незначительных количествах железа в структуре появляются кристаллы FeAl₃. При содержании до 1,8 мас. % Fe при 654 °С образуется эвтектика Al+FeAl₃. При дальнейшем увеличении содержания железа (рис. 12)

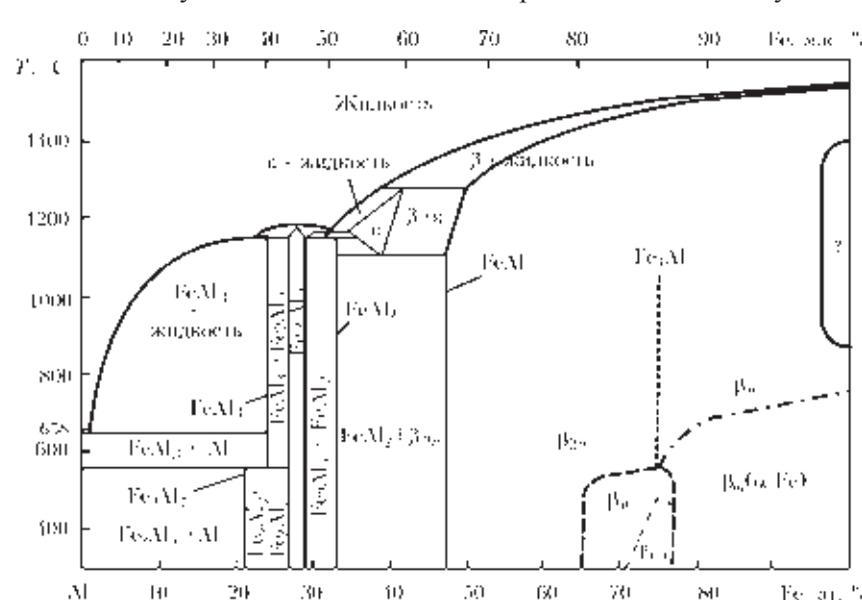


Рис. 12. Диаграмма состояния системы Fe–Al [19]

в сплавах появляются химические соединения следующих составов: Fe₂Al₇, Fe₂Al₅, FeAl₂, FeAl и Fe₃Al с содержанием алюминия 62,9 54,7 49,1, 32,5 и 13,87 мас. % соответственно [20].

В данной работе алюминиевый сплав и армо-железо были подвергнуты СТП на режимах, указанных в табл. 1. Пин-инструмент воздействовал через пластину алюминиевого сплава толщиной 5 мм на глубину 6 мм. При СТП этих металлов в поперечном сечении зоны соединения образуется ядро размером 8,2×5,4 мм и клинообразное внедрение железа на

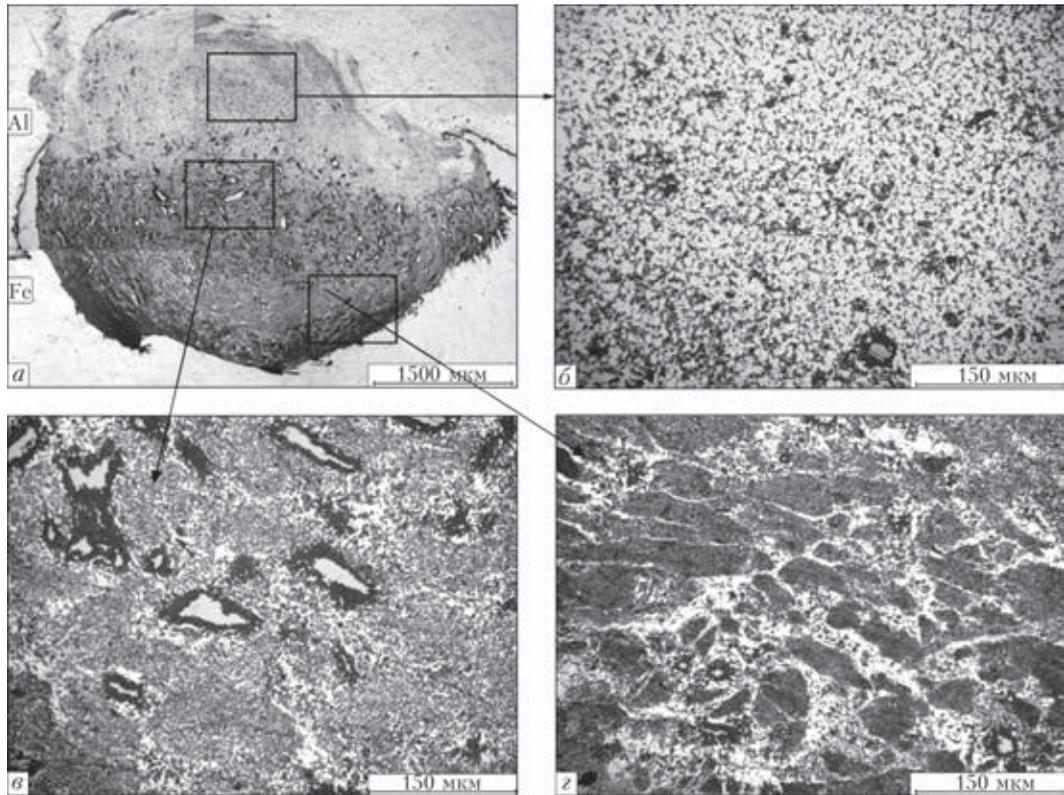


Рис. 13. Микроструктура поперечного сечения биметаллического соединения Fe–Al, полученного СТП: *a* — общий вид; *б* — верхняя; *в* — средняя; *г* — нижняя части ядра

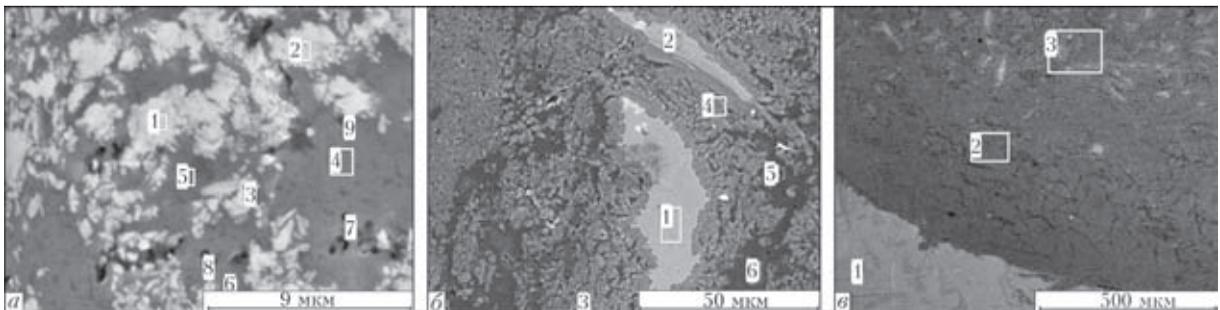


Рис. 14. Микроструктура верхней (*a*), средней (*б*) и нижней (*в*) части ядра соединений Al–Fe, полученных СТП, снятая в отраженных электронах

глубину 2 мм с двух сторон от ядра (рис. 13, *a*). Структура ядра неоднородная, состоит из трех зон (рис. 13, *б–г*). Ядро в первую очередь образовалось в результате массопереноса алюминия, так как все зоны по данным РСМА имеют алюминиевую матрицу (рис. 14, табл. 5). В верхней части расположена зона со структурой сплава на основе алюминия с включениями Fe_2Al_7 (рис. 13, *б*, 14,

a, табл. 5). Микротвердость этой зоны составляет 980...1168 МПа. Средняя часть ядра отличается наибольшей неоднородностью (рис. 13, *в*, 14, *б*, табл. 5). В алюминиевой матрице расположены продолговатые частицы железа разного размера и скопления интерметаллидов Fe_2Al_7 и $FeAl_2$. При РСМА в исследуемых участках, помимо образования интерметаллидов Fe–Al, регистри-

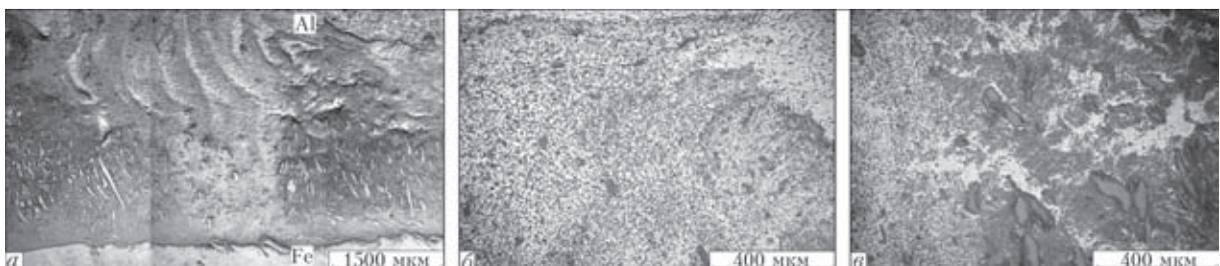


Рис. 15. Микроструктура продольного сечения сварного соединения Al–Fe, полученного СТП: *a* — общий вид; *б* — верхний; *в* — средний участок ядра



Таблица 5. Химический состав исследуемых участков соединения Al-Fe, мас./ат. %

Исследуемый участок	Fe	Al	Mn	Mg	O
Рис. 14, а					
1	31,27/16,91	59,06/66,12	0,28/0,15	1,41/1,76	7,97/15,06
2	27,18/14,36	62,71/68,71	0,28/0,15	2,24/2,72	7,59/14,03
3	24,83/13,09	65,53/71,49	0,68/0,36	2,26/2,74	6,70/12,32
4	0,87/0,42	92,68/92,30	0	5,65/6,22	0,79/1,33
5	2,76/1,33	90,43/90,91	0	5,59/6,20	1,22/2,06
6	4,50/2,21	89,08/90,41	0,32/0,16	5,51/6,10	0,60/1,02
7	2,11/1,02	91,99/92,10	0	5,35/5,94	0,55/0,94
8	2,98/1,45	90,28/90,89	0,37/0,18	5,76/6,43	0,62/1,05
9	4,48/2,20	89,25/90,43	0,20/0,10	5,27/5,93	0,79/1,35
Рис. 14, б					
1	98,69/95,87	0	0	0,26/0,57	1,05/3,56
2	90,42/81,36	8,36/15,56	0,34/0,31	0	0,88/2,78
3	23,28/12,25	66,98/72,95	1,07/0,57	2,75/3,32	5,93/10,90
4	28,67/15,14	59,31/64,83	0,37/0,20	2,61/3,17	9,03/16,65
5	1,03/0,50	93,73/94,08	0	4,47/4,98	0
6	0,50/0,24	94,56/94,30	0	4,94/5,46	0
Рис. 14, в					
1	99,76/99,51	0,24/0,49	0	0	0
2	21,19/11,46	74,26/83,23	0,52/0,29	4,03/5,01	0
3	25,17/13,93	70,05/80,25	0,38/0,21	4,41/5,61	0

руется повышенное содержание кислорода, что свидетельствует об одновременном образовании интерметаллидов и незначительного количества оксида Al_2O_3 . В продолговатых частицах железа диффузия алюминия не наблюдается, но твердость их повышена (1360...2740 МПа), очевидно, в результате деформации при пластическом смешивании. Интерметаллид $FeAl_2$ с содержанием 49 мас. % Al находится в непосредственной близости, образуя окантовку железных частиц, а алюминид Fe_2Al_7 хаотично расположен в алюминиевой матрице, повышая ее микротвердость до 1260...1930 МПа. Очевидно, процессы взаимодиффузии происходят на глубину, равную толщине образовавшихся интерметаллидных частиц и окантовок.

В зоне ядра, которая непосредственно контактирует с железом, основной структурной составляющей являются алюминиды Fe_2Al_7 и $FeAl_2$, которые образуют языкообразные внедрения в железо (см. рис. 13, а, з, 14, в). Алюминиды железа расположены в алюминиевой матрице, поэтому микротвердость этой зоны невелика (2340...3220 МПа) по сравнению с микротвердостью самих интерметаллидов (~10000 МПа). В структуре ядра обнаружена микропористость, очевидно обусловленная образованием интерметаллидных фаз (см. рис. 14, табл. 5). По данным РСМА в алюминиевом сплаве и в железе на расстоянии 10...15 мкм от ядра взаимодиффузия элементов не зафиксирована.

При исследовании продольного сечения зоны соединения (см. рис. 15) обнаружено, что она сплошная, не содержит дефектов и носит волнообразный характер, изменяясь по ширине от 3 до 7 мм. Ее структура состоит из участков, аналогичных выше описанным участкам поперечного сечения данного сварного соединения.

В результате исследования соединения Al-Fe установлено, что в процессе СТП происходит механическое перемешивание с образованием соединений $FeAl_3$, Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения, состоящие из интерметаллидов в алюминиевой матрице, более чем в 3 раза мягче алюминидов железа.

Выводы

1. В результате СТП меди с никелем наблюдается взаимопроникновение металлов на глубину до 3 мм. Вследствие прохождения процессов перекристаллизации в полосах механического перемешивания металлов в пластическом состоянии происходит измельчение структуры. Участки никеля, непосредственно контактирующие с медью, имеют пониженную микротвердость.

2. Установлено, что в зоне соединения меди со сталью 3 образовалась область механического перемешивания металлов, состоящая из клинообразных внедрений стали в медь на глубину до 1 мм, а также большого количества стальных включений различной формы размером 1...10 мкм. Микротвердость этой механической смеси в 1,5 раза выше микротвердости стали.

3. В результате СТП алюминия с железом образовалась зона соединения значительного объема с проникновением алюминия в железо на глубину до 2,5 мм. При этом происходит взаимодействие металлов с последующим образованием соединений Fe_2Al_7 , $FeAl_2$. Наиболее твердые участки зоны соединения преимущественно состоят из алюминидов железа в алюминиевой матрице.

4. Ведущую роль в процессе СТП играет механическое перемешивание металлов в пластическом состоянии. Роль диффузионных процессов менее значительна. В системе Cu-Ni с неограниченной растворимостью компонентов в твердом



состоянии взаимодиффузия наблюдаются при образовании прослоек твердого раствора по границам зерен на глубину до 20 мкм. В системе Fe–Al, когда элементы не растворимы в твердом состоянии, диффузионные процессы проходят на глубину, равную толщине образовавшихся скоплений интерметаллидных частиц и окантовок до 25 мкм.

5. Проведенные исследования позволяют рекомендовать способ СТП для сварки разнородных металлов, обладающих различной растворимостью в твердом состоянии, а также создания биметаллических соединений.

1. *Pat. 9125978.8 GB. Friction stir butt welding* / W.M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needam et al. – Publ. Oct., 1995.
2. *Вилль В. И. Сварка трением металлов.* – Л.: Машиностроение, 1970. – 176 с.
3. *Сварка трением: Справочник* / В.К. Лебедев, И.А. Черненко, Р. Михальски и др. – Л.: Машиностроение, 1987. – 236 с.
4. *Mishraa R. S., Ma Z. Y. Friction stir welding and processing* // Mater. Sci. and Eng. – 2005. – 50. – P. 1–78.
5. *Эрикссон Л. Г., Ларссон Р. Ротационная сварка трением – научные исследования и новые области применения* // Технология машиностроения. – 2003. – № 6. – С. 81–84.
6. *Людмирский Ю. Г., Котлышев Р. П. Сварка трением с перемешиванием алюминиевых сплавов в строительстве* // Науч. вестн. ВГАСУ. Стр-во и архитектура. – 2010. – № 3. – С. 15–22.
7. *Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ наплавкой трением с перемешиванием* / Ю. Н. Никитюк, Г. М. Григоренко, В. И. Зеленник и др. // Современ. электрометаллургия. – 2013. – № 3. – С. 51–55.
8. *Watanabe H., Takayama H., Yanagisawa A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding* // J. Mater. Proc. Technol. – 2006. – 178. – P. 342–349.

9. *Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding* / W.-B. Lee, M. Schmoecker, U. A. Mercardo et al. // Scripta Mater. – 2006. – 55. – P. 355–358.
10. *Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy* / A. Kostka, R.S. Coelho, J. dos Santos, A.R. Pyza // Ibid. – 2000. – 66. – P. 953–956.
11. *Kwon Y. J., Shigematsu I., Saito N. Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminium alloys* // Materials Letters. – 2008. – 62. – P. 3827–3829.
12. *Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints* / P. Xue, D.R. Ni, D. Wang et al. // Mater. Sci. and Eng. – 2011. – 528. – P. 4683–4689.
13. *Saeida T., Abdollah-Zadehb A., Saazarib B. Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding* // J. Alloys and Compounds. – 2010. – 490. – P. 652–655.
14. *Упрочнение наплавкой трением с перемешиванием никелем медных стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок* / Г. М. Григоренко, В. И. Зеленник, П. М. Кавуненко и др. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 2012. – С. 369–372.
15. *Пат. 25394 на промисловий зразок, Україна. Вставка робочого інструмента установки для зварювання і наплавлення методом тертя з перемішуванням* / М. А. Полещук, Г. М. Григоренко, П. М. Кавуненко та ін. – Опубл. 10.09.2013, Бюл. № 17.
16. *Беккерт М. К., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочник.* – М.: Металлургия, 1988. – 400 с.
17. *Хансен М., Андерко К. Структура двойных сплавов.* – М.: Металлургиздат, 1962. – Т. 1; Т. 2. – 1488 с.
18. *Двойные и многокомпонентные системы на основе меди: Справочник* / Под ред. Н. Х. Абрикосова. – М.: Наука, 1979. – 248 с.
19. *Рабкин Д. М., Рябов В. Р., Гуревич С. М. Сварка разнородных металлов.* – Киев: Техніка, 1975. – 206 с.
20. *Сварка разнородных металлов и сплавов* / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р.С. Курочко, Л. Г. Стрижевская. – М.: Машиностроение, 1984. – 239 с.

Поступила в редакцию 02.10.2013

В Киеве открылся новый офис предприятия «Триада-Сварка»

Предприятие «Триада-Сварка» — интегратор промышленных сварочных роботов в производство — предлагает весь комплекс услуг с внедрением и поставкой роботизированных сварочных комплексов, начиная с изучения технического задания и заканчивая запуском РТК на территории заказчика.

Предприятие занимается вопросами, связанными с развитием и становлением различных сварочных производств. Высокий технический и профессиональный уровень специалистов позволяет успешно решать задачи в подборе и поставках любого современного сварочного оборудования, осуществлять квалифицированную консультативную помощь при разработке технологий и пусконаладочных работах. Киевский офис не станет исключением — на базе нового офиса сформирован склад расходных материалов и запчастей к предлагаемому оборудованию, наличие такого склада уменьшит сроки поставок продукции на предприятия заказчиков. В офисе имеется выставочный зал, где представлен предлагаемый ассортимент.

Офис «Триада-Сварка» находится по адресу:
г. Киев, ул. Сырецкая, 35.
Тел.(044) 222-53-09
www.triada-welding.com



МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СВАРОЧНОЙ ВАННЫ ПРИ ТОЧЕЧНОЙ СВАРКЕ ИМПУЛЬСНЫМ ЛАЗЕРНЫМ ИЗЛУЧЕНИЕМ*

А. П. СЕМЕНОВ, И. В. ШУБА, И. В. КРИВЦУН, В. Ф. ДЕМЧЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Процесс испарения металла при лазерной сварке сопровождается динамическим воздействием паров металла на свободную поверхность ванны. Поскольку этот процесс проходит неравномерно по поверхности ванны, реактивное давление паров на различных ее участках может значительно отличаться, что приводит к прогибу свободной поверхности расплава. В настоящей работе предложена математическая модель, позволяющая исследовать динамику проплавления и форму свободной поверхности сварочной ванны при лазерной сварке тонколистовых металлов неподвижным импульсным источником (точечная сварка). При разработке модели полагали, что процесс теплопереноса в металле осуществляется за счет теплопроводности и конвекции, а потери тепла с поверхности обусловлены испарением металла и потерей энергии на тепловое излучение. В работе приводятся результаты численного моделирования динамики проплавления сварочной ванны, полученные с использованием разработанной модели. Библиогр. 6, рис. 7.

Ключевые слова: лазерная точечная сварка, тонколистовой материал, математическая модель, динамика проплавления, форма сварочной ванны

Воздействие концентрированных источников энергии, таких, например, как сфокусированный лазерный пучок, на свариваемые металлические изделия может приводить к интенсивному испарению металла с поверхности сварочной ванны. Процесс испарения сопровождается как тепловыми потерями, так и динамическим воздействием паров металла на свободную поверхность расплава. При определенных условиях нагрева реактивное давление паров может быть достаточно велико, чтобы вызвать значительный прогиб поверхности сварочной ванны. Кроме того, нагрев концентрированным источником энергии приводит к возникновению высокого градиента температуры вдоль свободной поверхности расплава, что является причиной возникновения термокапиллярной конвекции Марангони в объеме сварочной ванны. Как показывают предыдущие исследования [1], термокапиллярные поверхностные силы оказывают существенное влияние на картину течения металла в сварочной ванне и в значительной степени определяют размеры и форму зоны проплавления при различных способах сварки плавлением.

В настоящей работе предложена математическая модель, описывающая тепловые и гидродинамические процессы в ванне расплавленного металла при точечной лазерной сварке тонколистовых металлов. При разработке модели полагали, что теплоперенос в металле осуществляется

за счет теплопроводности и конвекции, а потери тепла с поверхности обусловлены испарением металла и потоком теплового излучения. Используемая в работе модель гидродинамических процессов основывается на уравнениях Навье–Стокса для вязкой несжимаемой жидкости и учитывает капиллярное давление, обусловленное кривизной свободной поверхности расплавленного металла, а также термокапиллярный эффект Марангони. Для упрощения модели допускали, что все описываемые физические процессы обладают свойством осевой симметрии. В работе анализируется влияние различных физических факторов на динамику процесса проплавления. Для этого был выполнен сравнительный анализ трех моделей динамики сварочной ванны:

теплопроводностная модель;

модель конвективно-кондуктивного переноса тепла с учетом искривления свободной поверхности за счет реактивного давления паров;

модель конвективно-кондуктивного переноса тепла с учетом реактивного давления паров и термокапиллярного эффекта Марангони.

Оценка скорости движения металла. Перед изложением математической модели сделаем оценку скорости движения расплава в сварочной ванне при точечной лазерной сварке тонколистовой низкоуглеродистой стали. Используемые в

* По материалам доклада, представленного на Международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 27–31 мая 2013 г., пос. Кацивели, Крым, Украина.

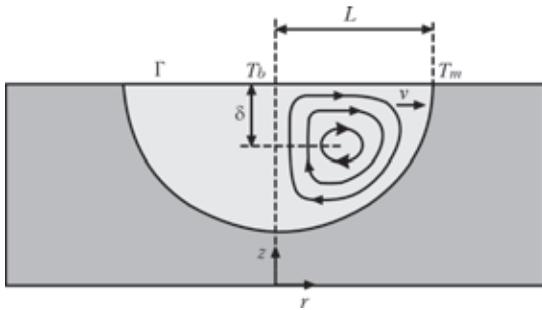


Рис. 1. Характерная картина течения в сварочной ванне при термокапиллярной конвекции Марангони

дальнейших расчетах свойства материала взяты из литературы [2] и приведены ниже:

Плотность ρ , кг·м ⁻³	7200
Коэффициент поверхностного натяжения γ , Н·м ⁻¹	1,2
Коэффициент Марангони $\partial\gamma/\partial T$, Н·м ⁻¹ ·К ⁻¹	10 ⁻⁴
Динамическая вязкость μ , Па·с	0,006
Теплопроводность λ , Вт·м ⁻¹ ·К ⁻¹	22
Удельная теплоемкость твердой фазы c_s , Дж·кг ⁻³ ·К ⁻¹	700
Удельная теплоемкость жидкой фазы c_p , Дж·кг ⁻³ ·К ⁻¹	780
Степень черноты ϵ	0,4
Температура плавления T_m , К	1812
Температура кипения T_b , К	3133
Скрытая теплота плавления L_m , Дж·кг ⁻¹	2,47·10 ⁵

Запишем приближенное выражение для касательных напряжений P_m на поверхности расплавленного металла Γ , полагая, что сама поверхность является плоской

$$P_m = \mu \frac{\partial u}{\partial z} \Big|_{\Gamma} \approx \mu \frac{u_s}{\delta}, \quad (1)$$

где u_s — значение радиальной компоненты вектора скорости на поверхности; δ — расстояние от поверхности до центра вихря (рис. 1); μ — динамическая вязкость жидкого металла. С другой стороны для величины P_m можно записать:

$$P_m = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{\Gamma} \approx \frac{\partial \gamma}{\partial T} \frac{T_b - T_m}{L}, \quad (2)$$

где γ — коэффициент поверхностного натяжения жидкого металла; T_b , T_m — температура кипения и плавления, соответственно; L — радиус сварочной ванны. При выводе (2) полагали, что температура в центре ванны соответствует точке кипения

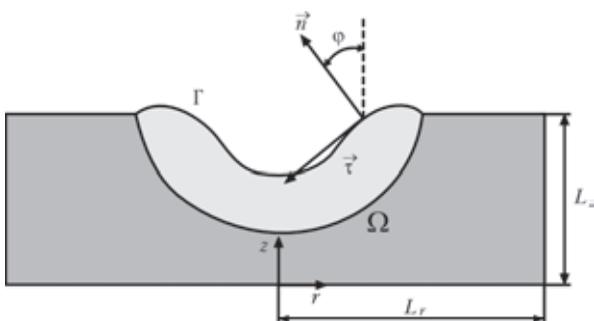


Рис. 2. Схема расчетной области

при нормальных условиях. Будем также считать, что $\delta = L/4$, тогда окончательно имеем

$$u_s = \frac{\delta}{\mu L} \frac{\partial \gamma}{\partial T} (T_m - T_b) \approx 5,5 \text{ м/с}. \quad (3)$$

По значению числа Пекле для рассматриваемых условий $Pe = u_s L / \alpha = 630$, где α — коэффициент температуропроводности расплавленного металла, можно судить о том, что конвективное влияние на тепловое состояние металлической ванны.

Описание математической модели. Методика численного решения. Для описания тепловых процессов в свариваемом металле используем уравнение переноса тепла в области Ω (рис. 2):

$$\frac{\partial H}{\partial t} + u \frac{\partial H}{\partial r} + v \frac{\partial H}{\partial z} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right), \quad (4)$$

$$H(T) = \int_{T_0}^T c \rho dT + L_m \rho \eta, \quad (5)$$

где u , v — компоненты вектора скорости; H — удельная энтальпия; λ , c , ρ — теплопроводность, удельная теплоемкость и плотность материала, соответственно; L_m — удельная теплота плавления материала; η — доля жидкой фазы. Уравнение (4) дополним граничными и начальными условиями:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} \Big|_{\Gamma} = A(T_{\Gamma}, \varphi) \cos(\varphi) q_s(r) - q_{ev}(T_{\Gamma}) - q_{rad}(T_{\Gamma}), \quad (6)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} \Big|_{z=0} = \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=0} = \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=L_r} = 0, \quad (7)$$

$$T(r, z, 0) = T_0, \quad (r, z) \in \Omega. \quad (8)$$

В условии (6) введены следующие обозначения: A — коэффициент поглощения лазерного излучения поверхностью металла; q_s — плотность мощности лазерного излучения; q_{rad} — удельный лучистый тепловой поток; q_{ev} — удельный тепловой поток, обусловленный испарением металла с поверхности ванны. Для описания распределения мощности излучения в лазерном пучке использовалась зависимость

$$q_s(r) = q_0 \exp\left(-2(r/r_0)^2\right), \quad (9)$$

где q_0 — интенсивность лазерного излучения на оси пучка; r_0 — радиус пучка на поверхности изделия. При вычислении коэффициента поглощения предполагалось, что лазерное излучение имеет случайную поляризацию. В этом случае

$$A(T_{\Gamma}, \varphi) = 1 - \frac{R_s(T_{\Gamma}, \varphi) + R_p(T_{\Gamma}, \varphi)}{2}. \quad (10)$$



Здесь

$$R_s(T_\Gamma, \varphi) = \left| \frac{\cos \varphi - \sqrt{\varepsilon_\omega(T_\Gamma) - \sin^2 \varphi}}{\cos \varphi + \sqrt{\varepsilon_\omega(T_\Gamma) - \sin^2 \varphi}} \right|^2$$

$$\text{и } R_p(T_\Gamma, \varphi) = \left| \frac{\varepsilon_\omega(T_\Gamma) \cos \varphi - \sqrt{\varepsilon_\omega(T_\Gamma) - \sin^2 \varphi}}{\varepsilon_\omega(T_\Gamma) \cos \varphi + \sqrt{\varepsilon_\omega(T_\Gamma) - \sin^2 \varphi}} \right|^2$$

— коэффициенты отражения поверхностью металла s - и p -поляризованных волн, соответственно; φ — угол падения (см. рис. 2); ε_ω — комплексная диэлектрическая проницаемость металла на частоте лазерного излучения. Потери энергии, обусловленные тепловым излучением, определялись из закона Стефана–Больцмана

$$q_{rad}(T_\Gamma) = \varepsilon \sigma (T_\Gamma^4 - T_\infty^4),$$

где ε — степень черноты поверхности металла; σ — постоянная Стефана–Больцмана; T_∞ — температура окружающей среды.

Модель гидродинамических процессов в сварочной ванне основана на уравнениях Навье–Стокса для вязкой несжимаемой жидкости:

$$\rho \left(\frac{\partial u}{\partial t} + u \frac{\partial u}{\partial r} + v \frac{\partial u}{\partial z} \right) = -\frac{\partial}{\partial r} (r \sigma_{rr}) + \frac{\partial \sigma_{rz}}{\partial z} - \frac{\varphi \varphi}{r} \quad (11)$$

$$\rho \left(\frac{\partial v}{\partial t} + u \frac{\partial v}{\partial r} + v \frac{\partial v}{\partial z} \right) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (r \sigma_{rz}) + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} - g \rho, \quad (12)$$

$$\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (ru) + \frac{\partial v}{\partial z} = 0, \quad (13)$$

где $\sigma_{rr} = -P + 2\mu \frac{\partial u}{\partial r}$, $\sigma_{zz} = -P + 2\mu \frac{\partial v}{\partial z}$, $\sigma_{rz} = \mu \left(\frac{\partial v}{\partial r} + \frac{\partial u}{\partial z} \right)$, $\sigma_{\varphi\varphi} = -P + 2\mu \frac{u}{r}$ — компоненты тензора напряжений $\tilde{\sigma}$; g — ускорение свободного падения; P — давление в расплаве. Граничные условия для уравнений (11)–(13) запишем в виде

$$\tilde{\sigma} \cdot \vec{n} = -(2\gamma K + P_{ev}) \vec{n} + \frac{\partial \gamma}{\partial s} \vec{\tau}, \quad (14)$$

$$(\vec{n}, \vec{V}|_\Gamma) = (\vec{n}, \vec{V}_\Gamma), \quad (15)$$

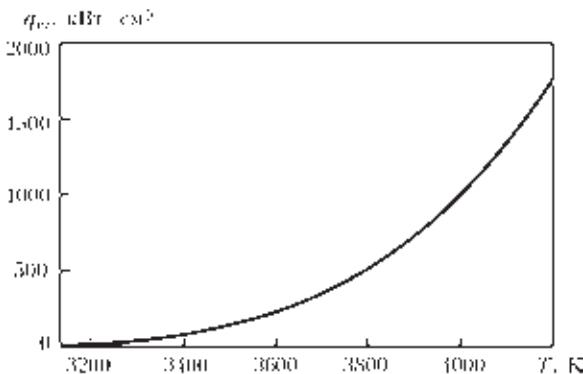


Рис. 3. Температурная зависимость тепловых потерь, обусловленных испарением

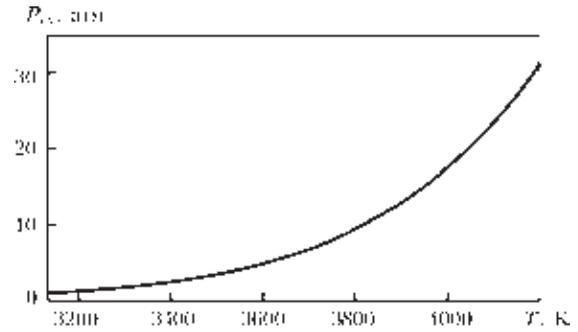


Рис. 4. Температурная зависимость реактивного давления паров металла

$$\vec{V}|_{r=L_r} = \vec{V}|_{r=0} = \vec{V}|_{z=0} = 0, \quad (16)$$

где $\vec{\tau}$, \vec{n} — единичные векторы касательной и нормали к поверхности соответственно (см. рис. 2); \vec{V}_Γ — скорость движения границы; K — средняя кривизна поверхности жидкого металла. Уравнение (14) описывает баланс нормальных и касательных напряжений на свободной поверхности ванны, тогда как (15) — кинематические граничные условия.

Для решения задач (4)–(8) и (11)–(16) использовали произвольный лагранжево-эйлеровый метод (ALE) [3] совместно с методом конечных элементов (МКЭ) [4]. Расчетная область Ω (см. рис. 2) охватывает область жидкого металла, а также включает в себя твердую фазу. При решении задачи гидродинамики вязкость в твердой фазе задается достаточно большой (в 10^8 раз превышает вязкость жидкого металла). При выполнении вычислительного эксперимента это позволяет подавить движение металла в твердой фазе, а также исключает необходимость адаптировать конечно-элементную сетку под форму фронта плавления и задавать дополнительные граничные условия на фронте плавления. Такой подход впервые был предложен в работе [5] и встречается в литературе под названием «метод эффективной вязкости».

Результаты численного моделирования. Численные эксперименты проводили для условий точечной лазерной сварки (Nd:YAG-лазер) низкоугле-

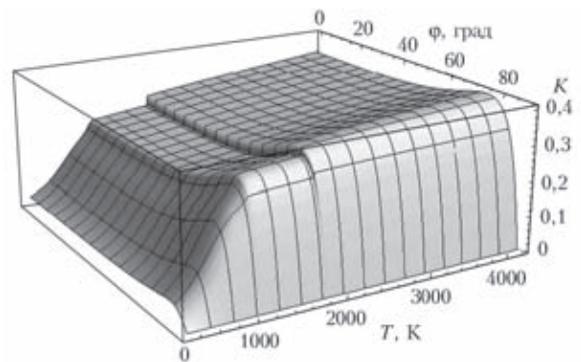


Рис. 5. Зависимость коэффициента поглощения лазерного излучения (длина волны 1,06 мкм) поверхностью низкоуглеродистой стали от температуры поверхности и угла падения

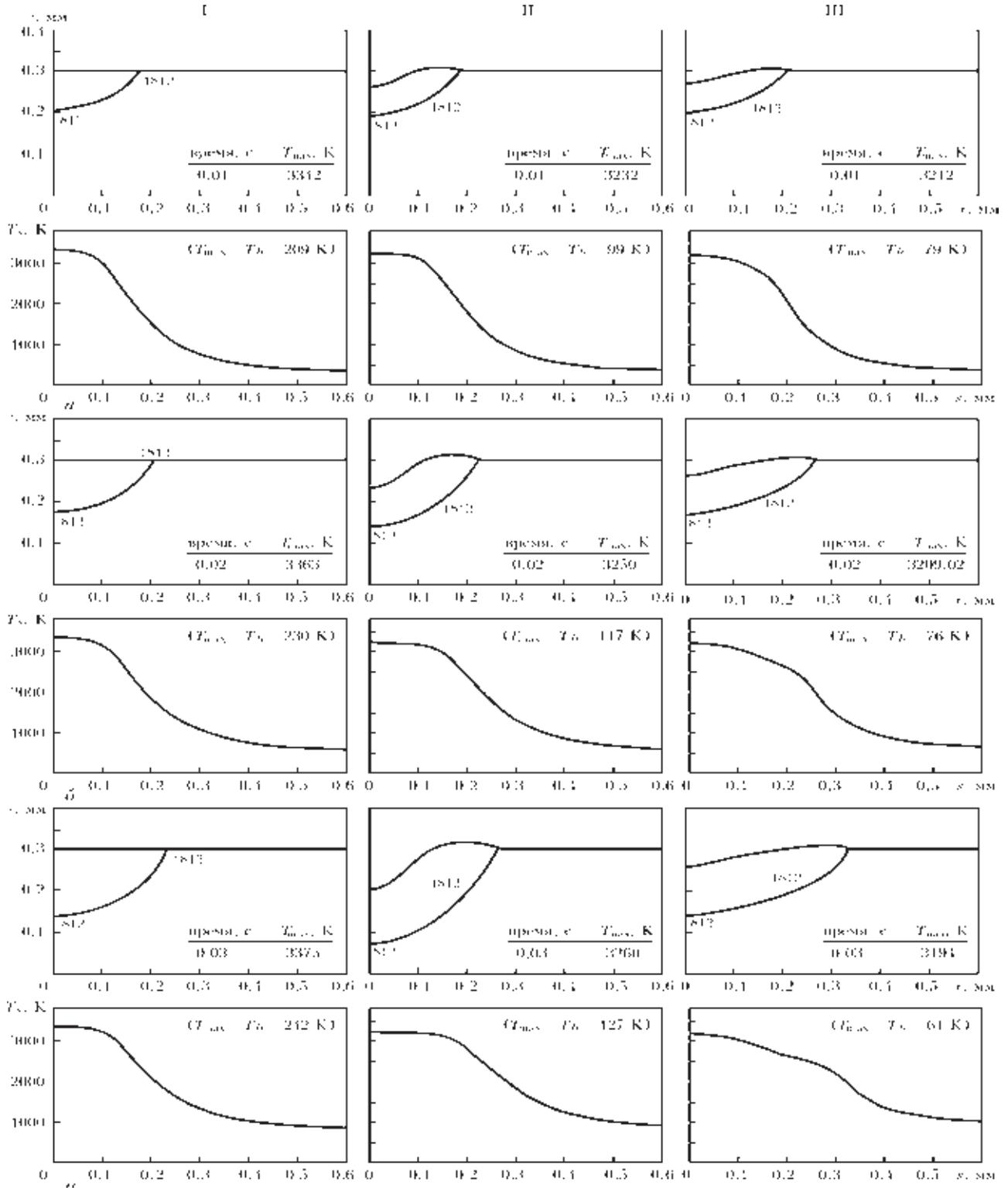


Рис. 6. Динамика изменения во времени формы сварочной ванны и распределения температуры вдоль поверхности расплава: a — $t = 0,01$; b — $0,02$; c — $0,03$ с

родистой стали толщиной 0,3 мм. Температурные зависимости характеристик процесса испарения (потери тепла за счет испарения и реактивное давление паров металла) были получены с помощью модели, предложенной в работе [6] и приведены на рис. 3 и рис. 4. Зависимость коэффициента поглощения для лазерного излучения с выбранной длиной волны от угла падения и температуры поверхности металла,

определяемая выражением (10), приведена на рис. 5. Технологические параметры, используемые в расчетах, приведены ниже:

- Толщина свариваемого металла L , мм0,3
- Максимальная интенсивность лазерного излучения на поверхности металла q_0 , Вт·см⁻²..... $3 \cdot 10^5$
- Радиус лазерного пучка на поверхности металла r_0 , мм.....0,2

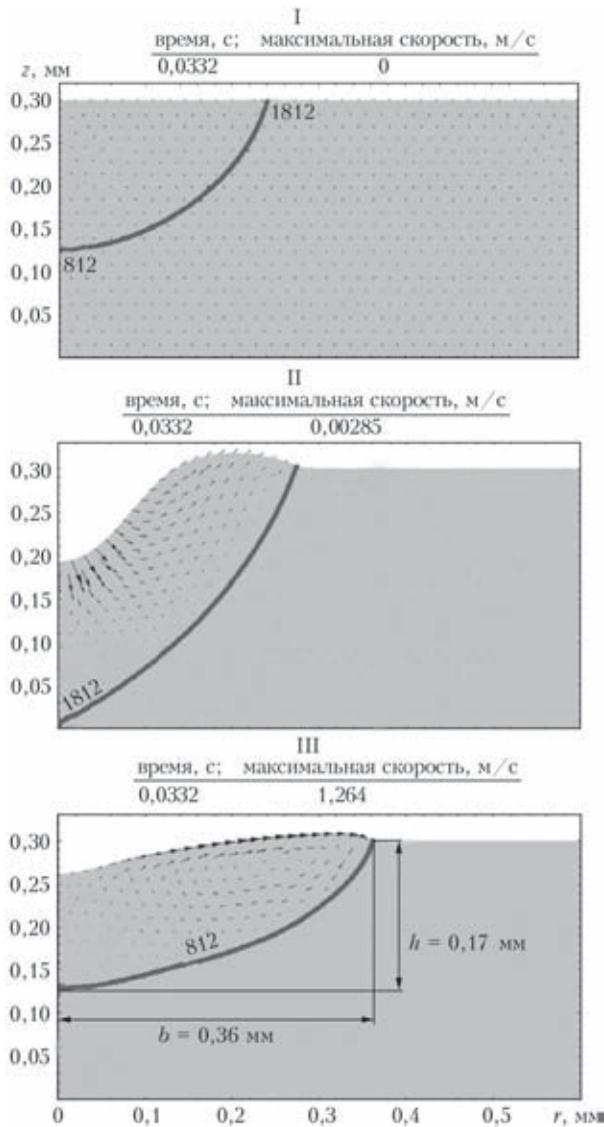


Рис. 7. Сравнительный анализ размеров и формы зоны проплавления, полученных с помощью различных моделей

Как показывают результаты численных исследований, расчетные значения температуры поверхности в центре пятна лазерного нагрева, полученные с помощью модели I, значительно превышают температуру кипения (рис. 6). Наименьший перегрев поверхности над температурой

кипения наблюдается при использовании модели III. В соответствии с этим отличаются размеры и форма сварочной ванны. Так, при одном и том же времени воздействия лазерного излучения на поверхность свариваемого металла ($t = 0,0332$ с) глубина h и полуширина b зоны проплавления составляют соответственно 0,17 и 0,24 мм для модели I, 0,30 и 0,28 мм — для модели II и 0,17 и 0,36 мм для модели III (рис. 7).

В целом, приведенные на рис. 6, 7 результаты моделирования позволяют утверждать, что конвекция Марангони главным образом влияет на ширину зоны проплавления, тогда как прогиб поверхности ванны способствует увеличению ее глубины. К такому результату приводит увеличение теплового потока в твердую фазу, обусловленное уменьшением толщины прослойки жидкого металла между поверхностью ванны и границей плавления.

Таким образом, наиболее адекватной математической моделью проплавления металла при точечной лазерной сварке тонколистовых материалов является модель конвективно-кондуктивного переноса тепла в сварочной ванне с учетом реактивного давления паров на ее поверхность и термокапиллярного эффекта Марангони (модель III). Данная модель наиболее полно учитывает процессы тепло-, массопереноса на поверхности и в объеме сварочной ванны при лазерной сварке металлов малых толщин.

1. Kou S. Fluid flow and solidification in welding: Three decades of fundamental research at the university of Wisconsin // *Welding J.* – 2012. – № 91. – P. 11.
2. Hu J., Tsai H. L. Heat and mass transfer in gas metal arc welding. Pt.I: The arc // *Int. J. Heat and Mass Transfer.* – 2007. – **50**. – P. 833-846.
3. *Arbitrary Lagrangian-Eulerian methods: Encyclopedia of computational mechanics* / J. Donea, A. Huerta, J. Ph. Ponthot et al. – John Wiley & Sons, 2004. – Vol. 1. – 2336 p.
4. Zienkiewicz O. C., Taylor R. L. The finite element method. Vol. 1: The Basis. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2000. – 689 p.
5. Kou S., Sun D. K. Fluid flow and weld penetration in stationary arc welds // *Metall. Trans. A.* – 1985. – **16**. – P. 203–213.
6. Knight C. J. Theoretical modeling of rapid surface vaporization with back pressure // *J. AIAA.* – 1979. – **17**. – P. 519–523.

Поступила в редакцию 10.01.2014

Бондарев А. А. Электронно-лучевая сварка изделий из алюминиевых сплавов. – Київ: Видавничий центр Національного університету біоресурсів та природокористування України, 2014. – 360 с.

В монографии изложены современные данные о физической сущности и процессах, имеющих место при электронно-лучевой сварке изделий из алюминиевых сплавов. Особое внимание уделено вопросам совершенствования электронно-лучевой сварочной аппаратуры, автоматического управления и программирования процесса сварки. Приведены методы управления массопереносом в сварочной ванне и средства компьютерной диагностики оборудования для электронно-лучевой сварки.

Предназначена для широкого круга специалистов, работающих в области электронно-лучевой сварки изделий из алюминиевых сплавов ответственного назначения, а также для научных работников исследовательских институтов и студентов вузов машиностроительных и металлургических специальностей.



УДК 621.791.3

ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ И МАРГАНЦА НА СТРУКТУРУ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ag–Cu–Zn–Sn И ПРОЧНОСТЬ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В. Ф. ХОРУНОВ, Б. В. СТЕФАНОВ, С. В. МАКСИМОВА

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 03680, г. Киев–150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Известно, что сплавы системы Ag–Cu–Zn–Sn являются хорошей базой для создания бескадмиевых припоев для пайки различных материалов. Однако, как следует из работ различных авторов, припой этой системы недостаточно активен при пайке твердосплавных материалов. В данной работе сделана попытка устранить эти недостатки. С использованием метода планирования эксперимента изучено влияние легирования никелем и марганцем в интервале 1...4 мас. % Ni и 2...6 мас. % Mn. Исследованы интервалы плавления сплавов, площади растекания и углы смачивания на различных подложках, прочностные свойства соединений при пайке нержавеющей сталей и твердых сплавов. Проведено исследование структуры опытных сплавов методами оптической, электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. Показано, что легирование сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn марганцем и никелем позволило получить припои, которые обеспечивают хорошее смачивание твердосплавных материалов на уровне припоев системы Ag–Cu–Zn–Cd при соотношении присадок приблизительно (1,5...2,0) Mn:(1,0) Ni. При соотношении (1,0)Mn:(1,5...2,0)Ni технологические свойства припоя ухудшаются. Разработка экологически чистых припоев системы Ag–Cu–Zn–Sn–Ni–Mn для пайки породоразрушающего и металлорежущего инструмента позволяет отказаться от применения вредных для здоровья припоев системы Ag–Cu–Zn–Cd и существенно (на 20...50 %) повысить прочность паяных соединений. Библиогр. 5, табл. 4, рис. 7.

Ключевые слова: пайка, бескадмиевые припои, структура, интервал плавления, контактный угол смачивания, индукционный нагрев, температура фазовых превращений, никель, марганец, серебряный припой, прочность соединений

В работах [1, 2] были проведены экспериментальные исследования с целью создания нетоксичных припоев, не содержащих кадмий и обладающих теми же температурами плавления и механическими свойствами, что и припой системы Ag–Cu–Sn–Cd. Исследования включали анализ фазового состава, термический анализ, экструзию, механические испытания сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn. В работах авторов [3, 4] показано, что припой этой системы обеспечивают прочность паяных соединений, близкую к таковой при использовании кадмийсодержащих припоев. Однако при изучении смачивания этими припоями твердосплавных пластин оказалось, что эти характеристики недостаточны для получения качественных соединений. В работах [1, 2] отмечалось, что для успешного применения припоев системы Ag–Cu–Zn–Sn для пайки твердосплавного инструмента они должны быть дополнительно легированы марганцем и никелем.

Целью настоящей работы было изучение влияния легирования сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn никелем и марганцем на структуру, интервалы плавления, смачиваемость твердых сплавов и прочность паяных соединений. В качестве паяемых материалов использовали сплав ВК8 и нержавеющей сталь 12Х18Н10Т.

Для выплавки опытных сплавов систем Ag–Cu–Zn–Sn–Ni–Mn в лабораторных условиях использовали индукционный нагрев с помощью высокочастотного генератора типа ВЧИ4-10У4 (частота 440 кГц, мощность 10 кВт) с двухвитковым индуктором. В соответствии с выбранной матрицей планирования экспериментов было выплавлено пять сплавов по изложенной методике [3, 4]. Общие потери составили 0,01...0,5 %.

Температурный интервал плавления сплавов определяли с помощью дифференциального термического анализа на установке ВДТА-8М в тиглях, изготовленных из оксида циркония. Нагрев и охлаждение производили в атмосфере гелия со скоростью 80 °С/мин. Масса исследуемого образца составляла (1,25±0,05) г. Образцы нагревали дважды, чтобы достичь хорошего прилегания навески ко дну тигля и обеспечить надежные сведения о тепловых эффектах. Поэтому термические эффекты фиксировали по кривой второго нагрева.

Анализ полученных данных показывает, что присадки никеля и марганца существенно влияют на температуру фазовых превращений и величину интервала плавления. Так, в сплаве Ag–Cu–Zn–Sn–2Mn–1Ni фиксируются только две фазы (рис. 1). Температура солидуса составляет 630 °С, а ликвидуса — 694 °С. В сплаве Ag–Cu–Zn–Sn–6Mn–1Ni четко фиксируются два термических эф-

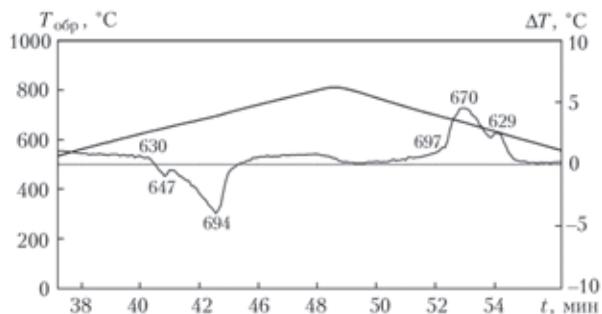


Рис. 1. Результаты дифференциального термического анализа сплава системы Ag–Cu–Zn–Sn–2Mn–1Ni

фекта — в интервале 671...693 °C и 640...671 °C. Температура солидуса составляет 640 °C, а ликвидуса — 693 °C. Сплав Ag–Cu–Zn–Sn–2Mn–4Ni также двухфазен, температура солидуса составляет 618 °C, а ликвидуса — 702 °C. В сплаве Ag–Cu–Zn–Sn–6Mn–4Ni вторая фаза при нагреве имеет слабый термический эффект, но при охлаждении проявляется четко (рис. 2). Температура солидуса составляет 640 °C, а ликвидуса — 720 °C. Сплав Ag–Cu–Zn–Sn–4Mn–2,5Ni также двухфазен, температура солидуса составляет 640 °C, а ликвидуса — 702 °C. Для проведения экспериментов по растеканию в качестве подложки использовали пластины из твердосплавного материала ВК8 диаметром 13,5 мм, толщиной 4,5 мм и припой в виде кубиков (4×4×4 мм).

Образцы перед пайкой обезжировали ацетоном (спиртом), в центр образца устанавливали исследуемый припой и сверху по всему периметру образца наносили флюс ПВ209, температурный интервал активности которого равен 600...850 °C [5]. Нагрев образцов производили с помощью указанного выше высокочастотного генератора. Для исследований применялся одновитковый индуктор. Образцы располагали на керамической подставке с внутренним каналом для подвода термопары, измеряющей температуру нагрева образца. После расплавления припоя делали выдержку 3 с, после чего нагрев выключали. Степень смачивания твердой подложки припоями определяли путем оцен-

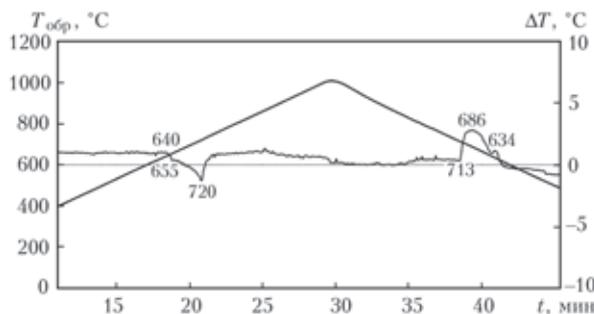


Рис. 2. Результаты дифференциального термического анализа сплава системы Ag–Cu–Zn–Sn–6Mn–4Ni

ки площади растекания расплавленного припоя (по три образца на каждый припой) и контактного угла, образующегося между подложкой и растекающейся каплей металла припоя.

Контактный угол определяли на шлифах, вырезанных из образцов перпендикулярно плоскости смачивания (рис. 3). С использованием программы Auto Card 2002 обчислювалась площадь растекания каждого припоя и контактный угол смачивания (табл. 1).

С использованием исследуемых припоев были проведены эксперименты по определению прочности паяных соединений образцов, изготовленных из нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т. Образцы паяли с применением газопламенного нагрева и флюса ПВ209. Флюс предварительно наносился на место пайки в виде пасты, замешанной на воде, и высушивался до начала нагрева. После нагрева до температуры расплавления флюса в месте соединения помещали навеску припоя, и осуществляли нагрев до расплавления последнего и формирования паяного соединения. Образцы после пайки обрабатывали с целью устранения усиления и испытывали на разрыв на машине MTS-20.

Эксперименты на нержавеющей стали проводили согласно ГОСТ 23047–75. Как видно из приведенных данных (табл. 2), сплавы системы Ag–Cu–Zn–Sn, легированные никелем и марганцем, существенно повышают прочность паяных соединений на срез (с 300 до 400 МПа). Особенно возраста-

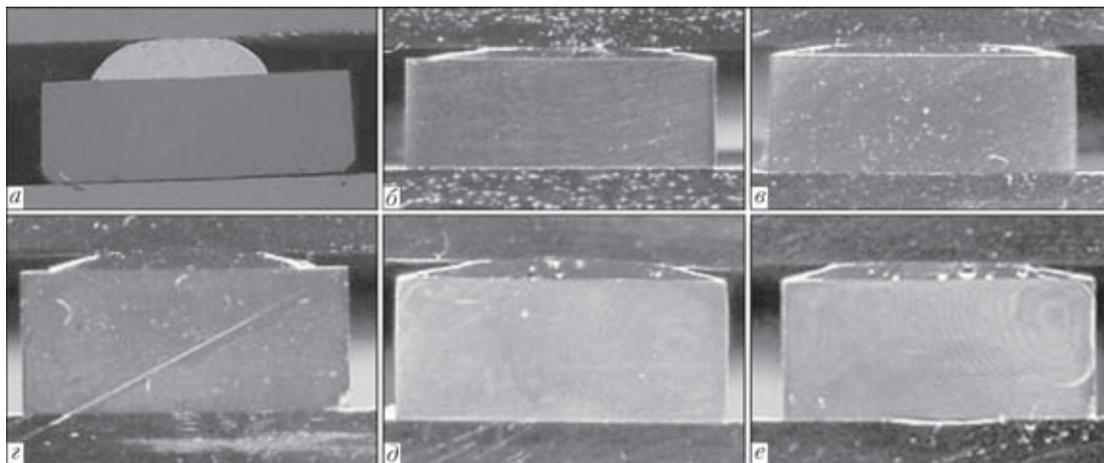


Рис. 3. Поперечное сечение образцов 1–6 (см. табл. 1) после испытания на растекание



Таблица 1. Температура плавления, контактный угол смачивания и площадь растекания по твердосплавным пластинам экспериментальных сплавов

Номер припоя	Система припоя	Контактный угол смачивания θ , град	Температура плавления, °C		Температура нагрева припоя, °C	Площадь растекания припоя* S_{cp} , мм ²
			$T_{сол}$	$T_{лик}$		
1	Ag-Cu-Zn-Sn (BAg-7)**	50	618	651	750	51
2	Ag-Cu-Zn-Sn-2Mn-1Ni	20	630	694	750	123
3	Ag-Cu-Zn-Sn-6Mn-1Ni	17	640	693	750	136
4	Ag-Cu-Zn-Sn-2Mn-4Ni	35	618	702	750	87
5	Ag-Cu-Zn-Sn-6Mn-4Ni	10	640	720	760	144
6	Ag-Cu-Zn-Sn-4Mn-2,5Ni	12	640	702	750	143

* – определение площади растекания проводили с применением высокочастотного нагрева по нестандартной методике.
 ** – интервал плавления припоя взят из стандарта США.

Таблица 2. Прочностные характеристики паяных нахлесточных соединений стали 12X18H10T

Номер припоя	Система припоя	b_{cp} , мм	B_{cp} , мм	S_{cp} , мм ²	P_{cp} , кг	τ_{cp} , МПа
1	Ag-Cu-Zn-Sn (BAg-7)	2,35	20,10	47,23	1300	275,2
2	Ag-Cu-Zn-Sn-2Mn-1Ni	2,00	20,06	40,12	1640	408,7
3	Ag-Cu-Zn-Sn-6Mn-1Ni	2,00	20,06	40,12	1400	348,9
4	Ag-Cu-Zn-Sn-2Mn-4Ni	3,00	20,06	60,18	1860	309,3
5	Ag-Cu-Zn-Sn-6Mn-4Ni	2,00	20,03	40,06	1820	454,3
6	Ag-Cu-Zn-Sn-4Mn-2,5Ni	2,00	20,06	40,12	1658	413,2

ет прочность на срез у соединения, полученного с использованием припоя № 5 (более 450 МПа).

В качестве припоев для определения прочности на срез твердосплавных пластин был выбран припой системы Ag-Cu-Zn-Sn-6Mn-4Ni, имеющий наилучшие показатели как по растеканию, так и прочностным характеристикам соединений нержавеющей стали. При определении прочности паяных соединений на срез использовали твердосплавные пластины типа ВК8 диаметром 13,5 мм и высотой 6 и 3,5 мм. Значения прочности на срез, полученные с помощью специального устройства к разрывной машине Р-05 (ИСМ НАНУ), лежат в пределах 489...524 МПа.

Как отмечалось выше, исследования проводили с использованием метода планирования эксперимента. Был осуществлен двухфакторный эксперимент и получены данные двух отзывов. Результаты обработки экспериментальных данных получены с

помощью программы «Statistica-6.0». Уравнения регрессии зависимости площади растекания и прочности соединений от содержания марганца и никеля имеют соответственно такой вид:

$$S_p = 54,1014 + 24,5059Mn + 25,061Ni - 2,7492(Mn \times Mn) + 2,8052(Mn \times Ni) - 8,0526(Ni \times Ni);$$

$$\tau_{cp} = 432,7222 - 12,3333Mn - 15,3333Ni - 2,4375(Mn \times Mn) + 17,0833(Mn \times Ni) - 10,2222(Ni \times Ni).$$

В графическом виде эти зависимости представлены на рис. 4 и 5.

Анализ полученных результатов позволяет констатировать, что лучшие значения прочности и величины площади растекания достигаются при соотношении марганца и никеля приблизительно 1,5:1 (см. табл. 1, 2). Металлографические исследования проводили на образцах после определения температурного интервала плавления, то есть все сплавы были охлаждены до комнатной температуры с одинаковой скоростью.

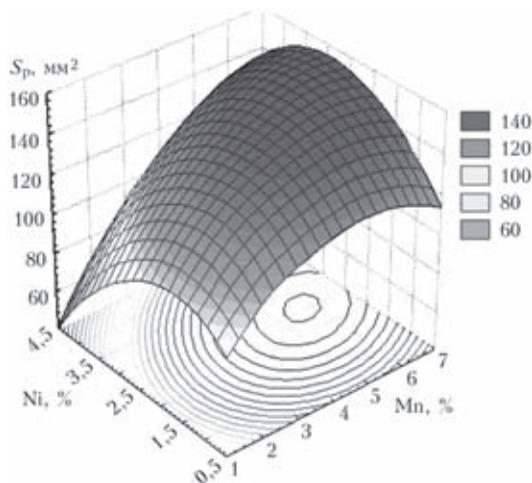


Рис. 4. Зависимость площади растекания припоя от содержания марганца и никеля

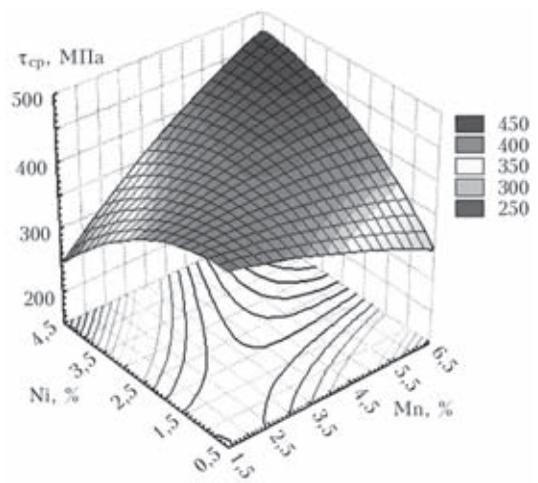


Рис. 5. Зависимость прочности припоя от содержания марганца и никеля

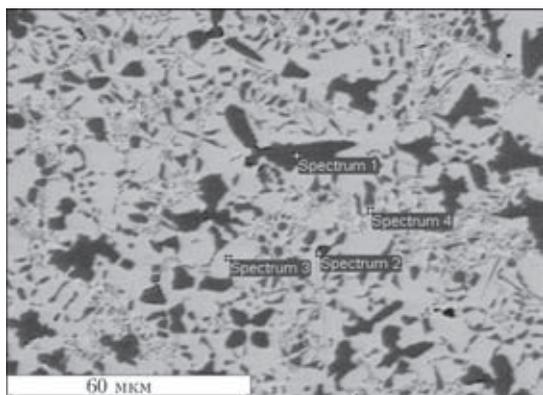


Рис. 6. Микроструктура ($\times 400$) сплава системы Ag–Cu–Zn–Sn–2Mn–1Ni

Таблица 3. Элементный состав структурных составляющих сплава Ag–Cu–Zn–Sn–2Mn–1Ni, мас. %

Номер спектра	Mn	Co	Ni	Cu	Zn	Ag	Sn
1	0,35	0,42	5,76	61,35	23,66	8,09	0,37
2	0,19	-	3,16	44,52	19,64	32,18	0,31
3	0,16	-	-	9,41	12,88	76,69	0,87
4	0,28	-	-	14,44	17,16	61,42	6,7

Таблица 4. Элементный состав структурных составляющих сплава Ag–Cu–Zn–Sn–6Mn–4Ni, мас. %

Номер спектра	Mn	Co	Ni	Cu	Zn	Ag	Sn
1	8,7	2,25	26,08	37,32	21,42	2,74	1,48
2	1,48	-	-	8,64	11,67	78,22	-
3	1,76	-	0,36	15,97	13,52	65,5	2,89

Структуру и химическую неоднородность сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn–Ni–Mn с разным легированием марганцем и никелем изучали с помощью оптического микроскопа МИМ-8М и сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 LMU. Результаты исследований сплавов с соотношением (1,5)Mn:(1,0)Ni показали, что в целом их можно отнести к эвтектическим структурам с большим или меньшим количеством первичной фазы (рис. 6, 7).

Так, сплав системы Ag–Cu–Zn–Sn–2Mn–1Ni относится к эвтектической структуре с небольшим содержанием первичных дендритов на основе меди. Этот сплав имеет две четко выраженные фазы с разными температурами плавления, что подтверждается результатами ВДТА. В качестве первичной фазы, скорее всего, выступает твердый раствор на основе меди, содержащий небольшое количество серебра и олова (рис. 6). Вокруг первичных темных дендритов кристаллизуется светлая фаза на основе серебра с меньшим содержанием

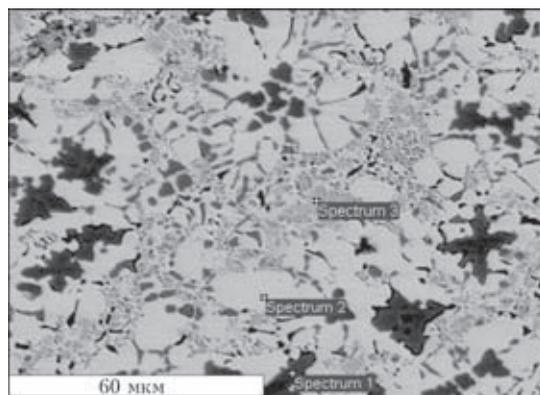


Рис. 7. Микроструктура ($\times 400$) сплава системы Ag–Cu–Zn–Sn–6Mn–4Ni

ем меди, цинка и олова от 0,87 до 6,7 % (табл. 3). Сплав системы Ag–Cu–Zn–Sn–6Mn–4Ni имеет такие же структурные составляющие (рис. 7, табл. 4).

Сравнение данных микрорентгеноспектрального анализа обоих сплавов показывает, что во втором сплаве заметно увеличение содержания никеля, меди и олова в твердом растворе (табл. 3, 4) на основе меди и значительно уменьшение содержания олова в эвтектике. Последнее может объяснить увеличение прочности паяных соединений.

Выводы

1. Легирование сплавов системы Ag–Cu–Zn–Sn марганцем и никелем позволило получить припои, которые обеспечивают хорошее смачивание твердосплавных материалов, нержавеющей стали и более высокие прочностные свойства паяных соединений (до 450 МПа) нержавеющей сталей и твердых сплавов (до 500 МПа).

2. Применение припоев рассматриваемой системы не требует изменения способов нагрева, состава флюсов, применения каких-либо специальных приемов и легко могут быть освоены в производственных условиях.

1. Roberts P. M. Recent developments in cadmium-free silver brazing alloys // *Welding J.* – 1978. – № 10. – P. 23–30.
2. Timmins P. F. The development of Ag-based brazing alloys // *Ibid.* – 1994. – № 10. – P. 31–33.
3. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Стефанив Б. В. Влияние присадок олова на структуру и технологические свойства припоев системы Ag–Cu–Zn // *Автомат. сварка.* – 2010. – № 7. – С. 19–24.
4. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Стефанив Б. В. Влияние палладия на структуру и технологические свойства припоев системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn // *Там же.* – 2012. – № 9. – С. 23–28.
5. Клочко Н. А. Основы технологии пайки и термообработки твердосплавного инструмента. – М.: Металлургия, 1981. – 199 с.

Поступила в редакцию 04.02.2014



УДК 621.791.01:669

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАСПЛАВОВ СИСТЕМЫ $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$

И. А. ГОНЧАРОВ¹, В. И. ГАЛИНИЧ¹, Д. Д. МИЩЕНКО¹, В. С. СУДАВЦОВА²

¹ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

² ИПМ им. И. Н. Францевича НАНУ. 03680, г. Киев-142, ул. Кржижановского, 3. E-mail: goncharov@paton.kiev.ua

Проведена экспертная оценка литературных данных и предложена методика расчета термодинамических свойств расплавов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ во всем концентрационном диапазоне. Из координат линии ликвидус диаграммы состояния системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$, определенных разными авторами, рассчитаны термодинамические активности оксида алюминия при $0,74 < x_{\text{Al}_2\text{O}_3} < 1$. Используя рассчитанные и экспериментальные данные термодинамической активности Al_2O_3 , интегрированием уравнения Гиббса–Дюгема проведена оценка термодинамических активностей оксида кальция. Установлено, что они проявляют большие отрицательные отклонения от термодинамических свойств идеальных растворов. На основании установленных значений термодинамической активности оксида кальция построена линия ликвидус диаграммы состояния системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ со стороны оксида кальция. Полученные значения активности компонентов и температуры ликвидус системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ позволяют провести оценку термодинамических свойств соответствующих трех- и четырехкомпонентных систем, прогнозировать процессы взаимодействия в системе «металл–шлак–газ» и создавать новые материалы для сварки и электрошлакового переплава. Библиогр. 28, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: сварка, электрошлаковый переплав, шлаковые расплавы, термодинамическая активность компонентов, диаграмма состояния

Шлаковые расплавы системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ находят широкое применение в металлургических и сварочных процессах. На основе этой шлаковой системы созданы флюсы для сварки высоколегированных сталей и электрошлакового переплава конструкционных сталей. Система $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ является основой шлакообразующих смесей МНЛЗ. Научно обоснованное усовершенствование известных флюсов, разработка новых марок, способов их выплавки и использования невозможны без знания физико-химических свойств, основными из которых являются термодинамические.

Известно, что оксидно-фторидные расплавы не ведут себя как идеальные растворы. Термодинамические активности их компонентов имеют отклонения от закона Рауля. Поэтому способность компонентов расплава вступать в химические реакции определяется как мольной долей компонентов x в расплаве, так и их термодинамической активностью a (далее просто активностью). Для прогнозирования металлургических свойств шлаковых расплавов необходимы данные об активности их компонентов. Экспериментальные исследования физико-химических свойств многокомпонентных оксидно-фторидных расплавов сложны из-за их тугоплавкости и высокой агрессивности. Поэтому в последние годы разрабатываются и постоянно совершенствуются методы их расчета и моделирования. Одним из перспективных направлений являются расчеты термодина-

мических свойств расплавов трех- и четырехкомпонентных систем с применением аналогичных данных для двухкомпонентных (для последних они экспериментально определены разными методами). В связи с этим из всей совокупности экспериментальных данных необходимо определить достоверные и использовать их для расчета.

Целью данной работы является обзор существующих экспериментальных данных, их экспертная оценка и установление достоверных значений активностей компонентов оксидных расплавов двойной системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ во всем концентрационном диапазоне.

В ближайшее время будут подготовлены аналогичные исследования систем $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$, $\text{SiO}_2\text{-CaF}_2$, CaO-CaF_2 . Для большинства из них группами авторов уже выполнено термодинамическое моделирование. Несмотря на то, что за основу взяты известные экспериментальные данные, полученные результаты заметно отличаются. В связи с этим достоверные термодинамические свойства указанных двойных расплавов попытались определить, используя собственную методику [1, 2].

Диаграмма состояния системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ впервые построена в 1909 г. [3]. В работах [4–9] дано описание последующих исследований фазовых равновесий системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$. Но до настоящего времени координаты линии ликвидуса T_{liq} сплавов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ при $0,75 < x_{\text{CaO}} < 1$ не определены. Это обусловлено очень высокими

© И. А. Гончаров, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко, В. С. Судавцова, 2014

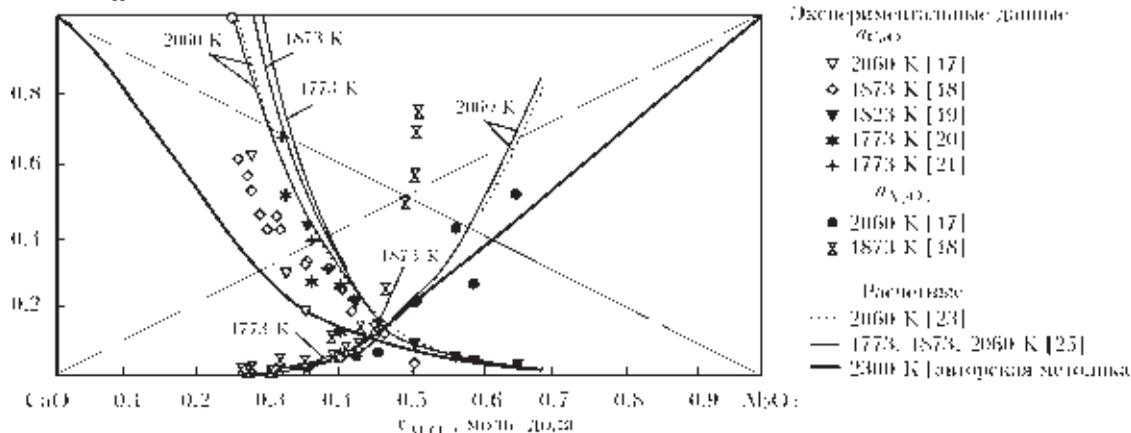


Рис. 1. Активности компонентов расплавов системы CaO–Al₂O₃

температурами плавления этих объектов. Экспериментально исследованы только термодинамические свойства промежуточных фаз этой системы [10–16].

Активности компонентов жидких расплавов системы CaO–Al₂O₃ ранее были исследованы разными методами в интервале температур 1773...2060 К (рис. 1). В большинстве работ [17–21] экспериментально определены активности оксида кальция a_{CaO} , а активности оксида алюминия $a_{Al_2O_3}$ — только в [17, 18, 22]. Следует отметить, что активности компонентов, полученные методом электродвижущих сил [22], проявляют самые большие положительные отклонения от идеальных растворов. Это, вероятно, обусловлено тем, что мембраны в концентрационном элементе не имеют чисто ионной проводимости. Поэтому авторами эти данные не учитывались. Как видно из рис. 1, активности компонентов определены в ограниченном интервале концентраций, что обусловлено тугоплавкостью Al₂O₃, и, особенно, CaO.

Для корректного описания термодинамических свойств жидких расплавов системы CaO–Al₂O₃ использовали T_{liq} диаграммы состояния в интервале концентраций 35...100 мас. % Al₂O₃. По разработанной методике [1, 2] были рассчитаны $a_{Al_2O_3}$ при 84...100 мас. % Al₂O₃. Результаты расчета приведены в табл.1. Температура линии ликвидуса в этой системе изменялась от 2140 до 2313 К.

Совмещая эти расчетные результаты со значениями $a_{Al_2O_3}$ в расплавах системы CaO–Al₂O₃ [17], определенные довольно точным методом Кнудсена с применением масс-спектрометра при 2060 К,

Таблица 1. Расчет активностей Al₂O₃ по координатам T_{liq} диаграммы состояния системы CaO–Al₂O₃

T_{liq} , К	$\omega_{Al_2O_3}$, мас. %	$x_{Al_2O_3}$, моль. доля	$a_{Al_2O_3}$, моль. доля
2140	84	0,74	0,60
2210	92	0,86	0,76
2280	95	0,91	0,91

оценивали a_{CaO} с помощью интегрирования уравнения Гиббса–Дюгема. Полученные результаты представлены на рис. 2.

Видно, что активности проявляют отрицательные отклонения от закона Рауля и удовлетворительно коррелируют с данными по $a_{Al_2O_3}$ в расплавах системы CaO–Al₂O₃ [17]. Более четко это показано на рис. 1.

Кривая ликвидус расплавов системы CaO–Al₂O₃ со стороны CaO (до 35 мас. % Al₂O₃) не определена и была рассчитана авторами из a_{CaO} следующим образом:

$$\mu_i^l = \mu_i^{s_0},$$

$$\mu_i^{l_0} + RT_{liq} \ln a_i = \mu_i^{s_0},$$

$$T_{liq} = \frac{\mu_i^{s_0} - \mu_i^{l_0}}{R \ln a_i} = \frac{\Delta H_{пл.i}}{R \ln a_i - \Delta S_{пл.i}},$$

где $\mu_i^l, \mu_i^{s_0}$ — химический потенциал i -го компонента в жидкой и твердой фазах соответственно; T_{liq} — температура ликвидуса, при которой рас-

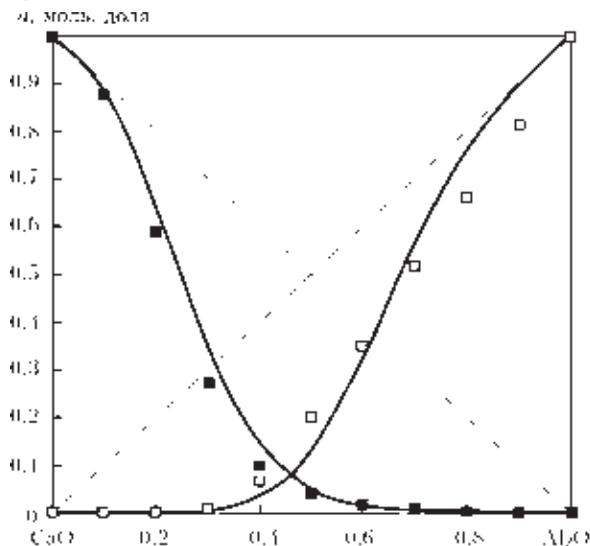


Рис. 2. Активности компонентов расплавов системы CaO–Al₂O₃ при 2100...2300 К (точки — расчетные данные на основании T_{liq} линии — оптимизированные)



Таблица 2. Расчет координат $T_{\text{лиq}}$ диаграммы состояния расплавов системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ по активностям CaO

$\omega_{\text{Al}_2\text{O}_3}$, мас. %	$x_{\text{Al}_2\text{O}_3}$, моль. доля	a_{CaO} , моль. доля	$T_{\text{лиq}}$, К
10	0,05	0,95	2838
20	0,12	0,8	2630
32	0,205	0,65	2424
38	0,25	0,45	2123
43	0,28	0,4	2040

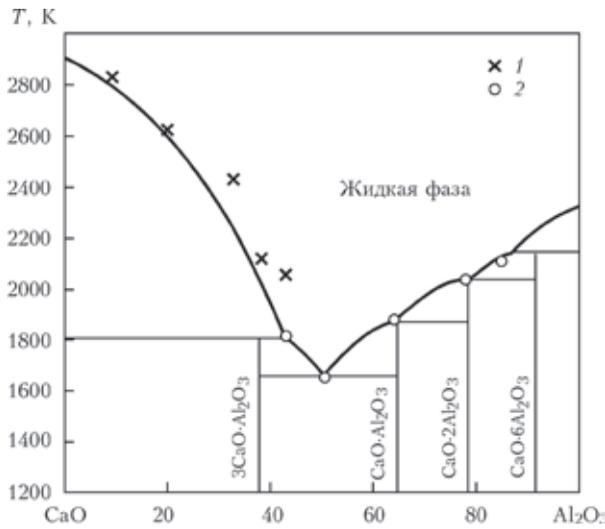


Рис. 3. Диаграмма состояния системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$: 1 — расчетные; 2 — данные работы [4]

смачивается равновесие твердый компонент — раствор; a_i — активность i -го компонента; $\Delta H_{\text{пл},i}$, $\Delta S_{\text{пл},i}$ — энтальпия и энтропия плавления i -го компонента соответственно.

Полученные результаты приведены в табл. 2 и на рис. 3.

Сравнение этих данных с экспериментальными результатами [4] показало (рис. 3), что они хорошо согласуются между собой.

Активности Al_2O_3 по результатам этих работ рассчитывали, используя метод, разработанный авторами [1, 2].

В области составов, обогащенных Al_2O_3 , $T_{\text{лиq}}$ определена в [4, 7–9]. В области составов расплавов системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$, $0,63 < x_{\text{Al}_2\text{O}_3} < 1$ температура ликвидуса [4–9] отличается между собой. Был выполнен расчет $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ по этим данным. Полученные результаты совместили с данными [17], которые лучше всего согласуются с рассчитанными из $T_{\text{лиq}}$ [4]. В работе [11] также было отдано предпочтение $T_{\text{лиq}}$, установленной в [4].

Экспертная оценка термодинамических свойств расплавов и фазовых равновесий системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ наиболее полно проведена в [23–25]. Активности компонентов сплавов системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ рассчитаны в ограниченном интервале составов $0,25 < x_{\text{Al}_2\text{O}_3} < 0,7$. Для $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ результа-

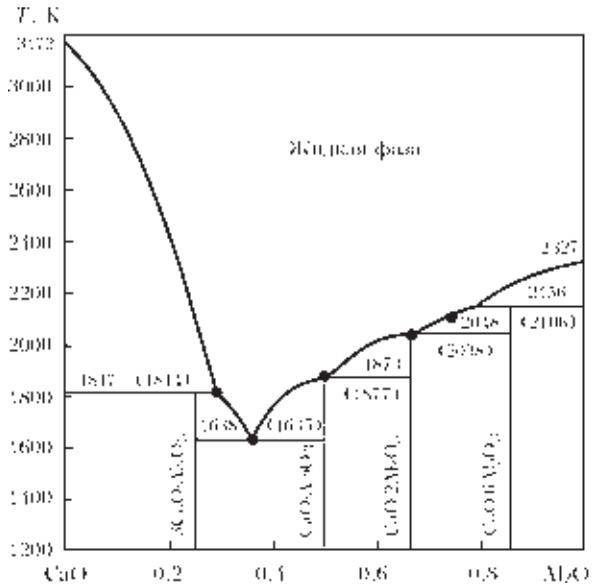


Рис. 4. Диаграмма состояния системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$, смоделированная в работе [23]

ты всех этих работ совпадают и между собой, и с экспериментальными данными [17]. Что же касается a_{CaO} , то они немного отличаются между собой. Это можно объяснить тем, что температура плавления оксида кальция в работах [23–25] взята равной 3172 К (рис. 4), а не 2900 К, как принято во всех известных нам справочниках, например [26–28]. По этой причине рассчитанная [23–25] кривая ликвидуса смесей, обогащенных CaO , располагается выше, чем определена нами.

Проведенное во всем концентрационном диапазоне моделирование активностей компонентов расплавов системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$, а также температуры ликвидус позволит в дальнейшем провести оценку термодинамических свойств соответствующих трех- и четырехкомпонентных систем, создать новые материалы для сварки и родственных процессов с прогнозируемыми металлургическими характеристиками.

Выводы

1. Проведено моделирование термодинамических свойств системы $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ во всем концентрационном диапазоне. Из координат линии ликвидус диаграммы состояния $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$, определенных разными авторами, рассчитаны $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$ при $0,74 < x_{\text{Al}_2\text{O}_3} < 1$. Установлено, что только по данным диаграммы состояния [4], активности Al_2O_3 коррелируют с наиболее достоверными экспериментальными результатами.

2. Из рассчитанных и достоверных экспериментальных данных $a_{\text{Al}_2\text{O}_3}$, интегрированием уравнения Гиббса–Дюгема оценены a_{CaO} . Установлено, что они проявляют большие отрицательные отклонения от идеальных растворов.



3. Из установленных значений a_{CaO} построена линия ликвидус со стороны оксида кальция. Показано, что она, в пределах экспериментальных погрешностей, коррелирует с данными [4].

4. Полученные данные активности компонентов и температуры ликвидус расплавов системы $CaO-Al_2O_3$ позволяют провести оценку термодинамических свойств соответствующих трех- и четырехкомпонентных систем, создать новые материалы для сварки и электрошлакового переплава с прогнозируемыми металлургическими характеристиками.

1. *Прогнозирование термодинамических свойств расплавов системы $MgO-Al_2O_3-SiO_2-CaF_2$* / И. А. Гончаров, В. И. Галинич, Д. Д. Мищенко и др. // *Автомат. сварка*. – 2011. – № 10. – С. 3–6.
2. *Судавцова В. С., Макара В. А., Кудін В. Г.* Термодинаміка металургійних і зварювальних розплавів. Ч. 3. Сплави на основі нікелю та олова, методи моделювання та прогнозування термодинамічних властивостей. – К.: Логос, 2005. – 189 с.
3. *Shepherd E. S., Rankin G. A., Wright F. E.* The binary systems of alumina with silica, lime and magnesia // *Am. J. Sci.* – 1909. – № 28. – P. 293–333.
4. *Nurse R. W., Welch J. H., Majumdar A. J.* The $CaO-Al_2O_3$ system in a moisture-free atmosphere // *Trans. Brit. Ceram. Soc.* – 1965. – № 64. – P. 409–418.
5. *Nurse R. W., Welch J. H., Majumdar A. J.* The $12CaO \cdot 7Al_2O_3$ phase in the $CaO-Al_2O_3$ system // *Ibid.* – 1965. – № 64. – P. 323–382.
6. *Филоненко Н. Е., Лавров Л. В.* Гексаалюминат кальция в системах $CaO-Al_2O_3$ // *Докл. АН СССР*. – 1949. – 66. – С. 673–676.
7. *Филоненко Н. Е., Лавров Л. В.* Условия равновесия в углу Al_2O_3 тройной системы $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ // *Журн. прикл. хим.* – 1950. – 23. – С. 1040–1046.
8. *Wisnyi L. G.* The high alumina phases in the system lime-alumina: Ph. D. Thesis. Rutgers Univ. – New Brunswick, 1955.
9. *Roling M., Pham H. T.* Phase diagrams of mixtures not reacting with molybdenum // *Rev. Houtes Temp. Refract.* – 1965. – № 2. – P. 175–185.
10. *King E. G.* Heat capacities at low temperatures and entropies at 298,16 K of crystalline calcium and magnesium aluminates of crystalline calcium and magnesium aluminates // *J. Phys. Chem.* – 1955. – № 59. – P. 218–219.
11. *Bonnicksen K. R.* High temperature heat contents of aluminates of calcium and magnesium // *Ibid.* – 1955. – № 59. – P. 220–221.

12. *Gronov E., Schwietze H. E.* The specific heats of $CaO-Al_2O_3 \cdot 3CaO \cdot Al_2O_3$, $2CaO \cdot SiO_2$, $3CaO \cdot SiO_2$ and $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$, from 20 to 1500 °C // *Z. Anorg. Allg. Chem.* – 1933. – № 216. – P. 185–195.
13. *Coughlin J. P.* Heats of formation of crystalline $CaO \cdot Al_2O_3$, $12CaO \cdot 7Al_2O_3$ and $3CaO \cdot Al_2O_3$ // *J. Chem. Soc.* – 1956. – № 78. – P. 5479–5482.
14. *Koehler M. F., Barany R., Kelley K. K.* Heats and free energies of formation of calcium, magnesium, sodium and lithium // *Rep. of Investigations U.S. Bureau of Mines*, № 5711. – New York, 1961. – 90 p.
15. *Enthalpies of formation of $CaAl_3O_7$ and $CaAl_{12}O_{19}$ (Hibonite) by high temperature, alkali borate solution calorimetry* / C. A. Geir, O. J. Kleppa, B. O. Mysen et al. // *Geochim. et. cosmochim. acta.* – 1988. – № 52. – P. 1729–1736.
16. *A thermodynamical study of glasses and crystals along the joints of silica-calcium aluminate and silica-sodium aluminate* / A. Navrotsky, G. Peraudcau, P. McMillan, J.-P. Coudures // *Ibid.* – 1982. – № 46. – P. 2039–2047.
17. *Mass-spectrometric and electrochemical studies of thermodynamic properties of liquid and solid phases in the system $CaO-Al_2O_3$* / M. Allibert, C. Chatillon, K. T. Jacob, R. Loutau // *J. Amer. Ceram. Soc.* – 1981. – 64(5). – P. 307–314.
18. *Some aspects of the thermodynamics of melts* / Y. Zou, J. Zou, Y. Xu et al. // *Acta Metal. Sinica.* – 1982. – № 18. – P. 133–140.
19. *Cameron J., Gibbens T. B., Taylor J.* Calcium sulphide solubilities and lime-alumina-silica system // *J. Iron and Steel Inst.* – 1966. – № 204. – P. 1223–1228.
20. *Sharma R. A., Richardson F. D.* Activities in lime-alumina melts // *Ibid.* – 1961. – № 198. – P. 386–390.
21. *Edmunds D. M., Taylor J.* Reaction $CaO + 3C = CaC_2 + CO$ and activity of lime in $CaO-Al_2O_3-CaF_2$ system // *Ibid.* – 1972. – 210. – P. 280–283.
22. *Ohtani M., Sanbongi K.* Activity of CaO in the slag of $CaO-SiO_2-Al_2O_3$ system // *Sci. Rep. Tohoku Univ.(Set. A).* – 1952. – 59, № 4. – P. 139–143.
23. *Halstedt B.* Assesment of the $CaO-Al_2O_3$ // *J. Amer. Ceram. Soc.* – 1993. – 73, № 1. – P. 15–23.
24. *Eriksson G., Pelton A. D.* Critical evaluation and optimization of the thermodynamic properties and phase diagrams of the $CaO-Al_2O_3$, $Al_2O_3-SiO_2$, and $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ systems // *Metal. Trans. B.* – 1993. – 24. – P. 807–816.
25. *Mao H., Selleby M., Sundman B.* Re-evaluation of the liquid phases in the $CaO-Al_2O_3$ and $MgO-Al_2O_3$ systems // *Computer Coupling Metal. of phase diagrams and thermochemistry.* – 2004. – 28. – P. 307–310.
26. *Handbook of chemistry and physics* / Ed. David R.Lide. – 89th ed. (Internet version 2009). – Boca Ration: CRC Press Taylor and Francis Group, 2009. – 432 p.
27. *Физико-химические свойства окислов. Справочник* / Под ред. Г. В. Самсонова. – М.: Металлургия, 1978. – 472 с.
28. *Рабинович В. А., Хавин З. Я.* Краткий химический справочник. – Л.: Химия, 1979. – 382 с.

Поступила в редакцию 17.01.2014

Бондарев А. А. Основы электронно-лучевой сварки алюминиевых сплавов. – Київ: Видавничий центр Національного університету біоресурсів та природокористування України, 2014. – 528 с.

В монографии изложены современные данные о технологии и оборудовании, которые используются для электронно-лучевой сварки алюминиевых сплавов. Особое внимание уделено вопросам разработки оборудования и технологии электронно-лучевой сварки высокопрочных алюминиевых сплавов, а также термически упрочняемых сплавов.

Предназначена для широкого круга специалистов, работающих в области электронно-лучевой сварки изделий из алюминиевых сплавов, а также для научных работников исследовательских институтов и студентов вузов машиностроительных и металлургических специальностей.

ТЕХНОЛОГИИ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ КОЛЬЦЕВЫХ ШВОВ НА МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДАХ

С. КАЙТЕЛЬ, Я. НОЙБЕРТ

Schweißtechnische Lehr- und Versuchsanstalt Halle GmbH, Köthener Str. 33a, 06118 Halle (S.), Germany.
E-mail: keitel@slv-halle.de

Целью исследований гибридного лазерно-дугового процесса являлось накопление знаний о данном процессе применительно к получению трубных соединений. Рассмотрены многие аспекты, такие как допуски, влияние окружающей среды, мобильность оборудования и техника сварки в смещенном положении. Основное внимание уделено исследованию эффекта лазерной сварки с большой глубиной проплавления для получения высококачественного соединения в корневом проходе при высоте притупления 6...10 мм. Проводится сравнение различных положений луча лазера и дуги, которые могут применяться при гибридной сварке с различными типами подготовки под сварку. Техника получения трубных соединений заключалась в сварке двух вертикальных швов в положении сверху вниз, что является обычной практикой при строительстве трубопроводов и значительно сокращает степень свободы при расположении луча лазера и дуги, необходимой для достижения технического оптимума при формировании соединений. Для получения замкнутого профиля шва в соединениях толщиной до 12 мм валик шва растягивают посредством продолжения движения дуговой горелки, что позволяет заваривать первый проход, используя гибридную сварку, а перекрывающий проход – сварку МАГ за один цикл сварки. Кроме того, тот завершающий процесс оказывает положительное влияние на механические свойства сварного шва. Библиогр. 3, табл. 4, рис. 8.

Ключевые слова: гибридная лазерно-дуговая сварка, трубное соединение, кольцевые швы, оборудование, параметры процесса сварки, экспериментальная установка

Для соединения труб нефте- и газопроводов большого диаметра в течение многих лет применялись проверенные и опробованные способы дуговой сварки. Используют различные варианты этих способов сварки в зависимости от длины трубопровода, толщины стенки отдельных труб и материала, из которого они изготовлены. Диапазон их применения достаточно широк — от ручной дуговой сварки штучными электродами до орбитальной дуговой сварки МИГ/МАГ, полностью механизированного процесса, где используют электроприводные системы и зажимные кольца по всей окружности трубы. Если позволяет длина трубопровода и профиль местности, одновременно может быть задействовано несколько орбитальных устройств.

При этом каждая отдельная станция используется для сварки одного или двух слоев, и затем перемещается на следующий стык для заварки шва. Такие производственные агрегаты могут иметь несколько сварочных головок, что свидетельствует о высоком уровне развития оборудования и сварочной технологии. Однако эти технологии высокочрезвычайно затратны (рис. 1). Дальнейшее их усовершенствование проблематично, поскольку дуговые процессы достигли своего предела с точки зрения производительности процесса плавления и скоро-

сти сварки. Значительного улучшения в этой области не даст даже оптимизация оборудования.

По мнению авторов разработки в области повышения эффективности сварочных процессов следует проводить по следующим направлениям:

уменьшение количества проходов при стабильном и высоком качестве шва;

уменьшение количества сварочных станций и, следовательно, расходов на оборудование и персонал.

Сварочные процессы на базе лазера требуют, с одной стороны, определенных технологий и, с другой стороны — необходимого для этого



Рис. 1. Монтажная площадка для прокладки трубопровода



оборудования. Ниже авторы обосновывают эти требования.

Гибридная лазерно-дуговая сварка кольцевых швов в условиях, подобных используемым на стройплощадках. Оборудование. Для проверки принципиальной возможности использования гибридного лазерно-дугового процесса для сварки кольцевых соединений применяли обычные технологии. Исследования проводили с помощью промышленной системы для сварки труб компании «Gullco».

Данная система оснащена трактором на кольцевой направляющей для проведения орбитальной сварки, а также контактной системой слежения за швом и системой сканирования шва с двумя осями перемещения для поперечного движения и установки по высоте технологических компонентов относительно разделки. Контактный датчик, определяющий процесс сварки, расположен впереди по направлению движения.

Выполнена настройка сварочной головки по осям свободы для регулирования по высоте с применением различных элементов жесткости. Головка для гибридной сварки имеет дополнительные степени свободы для обеспечения возможных последовательных перемещений луча лазера и дуги МАГ (табл. 1).

Как показано в табл. 1, для упрощения полагают что или лазер, или дуга находятся в нейтральном положении.

В качестве источников лазерного излучения были выбраны две различные системы оптоволоконного

Таблица 1. Варианты расположения луча лазера и дуги МАГ

Номер варианта	Основной процесс (нейтральное положение)	Второй процесс (положение)	Схема процесса
1	Луч лазера	Горелка впереди (наклон назад)	
2		Горелка позади (наклон вперед)	
3	Дуга	Лазерный луч впереди (наклон назад)	
4		Лазерный луч позади (наклон вперед)	

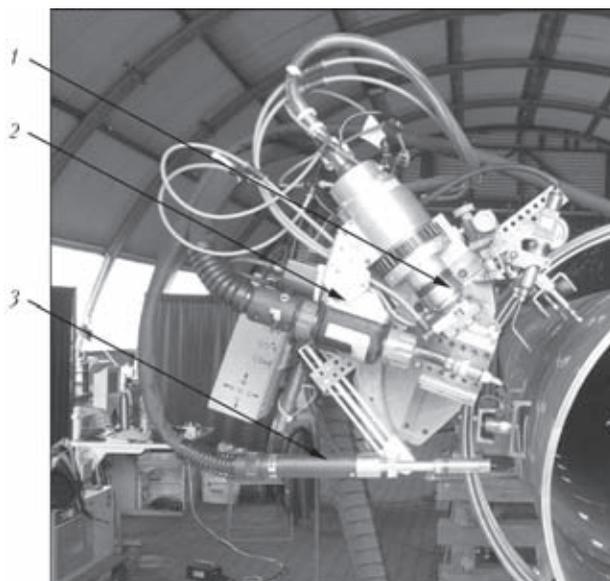


Рис. 2. Сварочная головка с гибридной оснасткой для сварки корневого шва и дуговая горелка для заполнения разделки: 1 — лазерная оптика; 2 — гибридная дуга; 3 — сварка МАГ верхнего слоя

лазера. На первом этапе исследований при высоте притупления до 6 мм, применяли лазер с выходной мощностью 4,5 кВт, а на втором (при высоте притупления 8 мм) — мобильный лазер SLV Mecklenburg-Vorpommern мощностью 10 кВт.

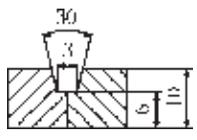
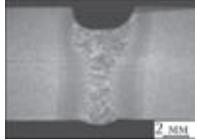
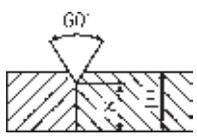
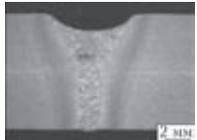
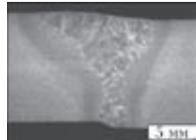
Оптоволоконный лазер мощностью 4,5 кВт, выпущенный в 2003 г., был одним из первых источников излучения для сварки данного класса мощности, зарекомендовавший себя как стабильный источник. На рис. 2 показана сварочная головка, оснащенная устройствами для гибридной сварки и встроенной второй дуговой горелкой для сварки перекрывающего прохода одним вертикальным движением сверху вниз.

Сварку выполняли на отрезках трубы длиной до 6 м. В этом случае допуски были большими по сравнению с соединением калиброванных труб.



Рис. 3. Сварка труб с помощью установки для испытаний

Таблица 2. Макрошлифы соединений, полученных гибридной сваркой

Разделка кромок	Первый слой	Замкнутый профиль шва
Выходная мощность лазера 4,6 кВт		
		
Выходная мощность лазера 6,5 кВт		
		

На рис. 3 показана установка для испытаний в сборе с компонентами.

Проведение технологических испытаний и их результаты. Испытания проводили с использованием двух источников лазерного излучения разной выходной мощности. При этом первую серию испытаний для определения основных параметров гибридной дуги и чувствительности к допускам гибридного процесса при постоянно меняющемся положении сварки по окружности трубы проводили с использованием лазера мощностью 4,5 кВт. Второй этап испытаний проводили для оценки потенциала гибридного процесса при более высоких параметрах лазера (10 кВт) и одновременном увеличении высоты притупления в корневом шве от 6 до 8 мм.

Далее рассмотрены результаты исследований на макрошлифах первого слоя при гибридной сварке и всего профиля замкнутого шва, полученного с использованием дополнительной дуги, при различных вариантах разделки кромок под сварку и выходной мощности лазера 4,6 и 6,5 кВт (табл. 2).

Установлено, что при измеренных допусках на трубных соединениях и рекомендуемых параметрах сварки можно получить положительные результаты при различных допусках параметров процесса.

Данные исследования завершали определением распределения твердости, в частности, в корневом шве, поскольку именно там под воздействием луча лазера в ЗТВ наблюдается повышенная твердость. В процессе исследований заварку корневого шва без перекрывающего прохода сравнивали со сваркой шва замкнутого профиля с использованием вспомогательной дуги. Результаты этих исследований показаны на рис. 4.

Наиболее важной целью исследований являлось определение стандартных допусков при строительстве трубопроводов и определения их влияния на процесс гибридной сварки. В процес-

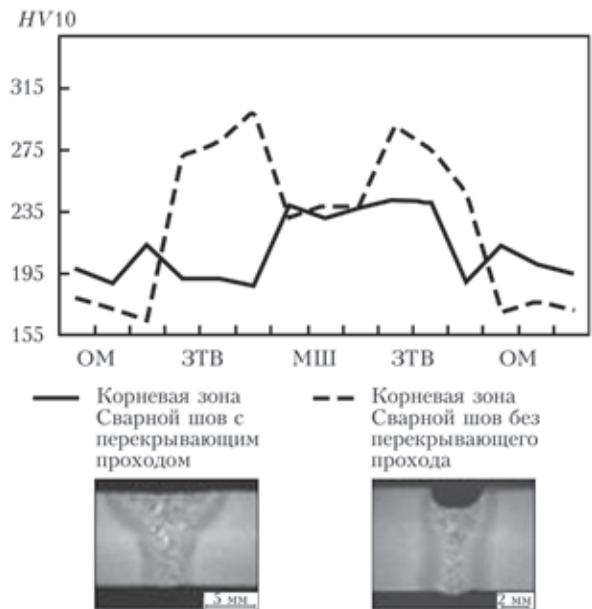


Рис. 4. Зависимость твердости в области корня шва от пространственного положения сварочной головки [2]

се испытаний трубные соединения располагали в определенном положении и фиксировали стандартным инструментом и обычными способами, что обеспечило получение допусков, характерных при строительстве трубопроводов. Выводы о влиянии данных допусков делами, измеряя смещение кромок в сварных соединениях.

Перспективные разработки оборудования и технологии. Важная цель проведенных исследований заключалась в том, чтобы доказать принципиальную возможность применения гибридной сварки при строительстве трубопроводов в более суровых климатических условиях. Полученная информация доказывает значительное влияние конструкции оборудования на процесс сварки.

Опытный образец специализированного оборудования, построенный на базе указанной установки (рис. 5), для реализации необходимых перемещений при кольцевой сварке гибридным лазерно-дуговым способом для труб диаме-

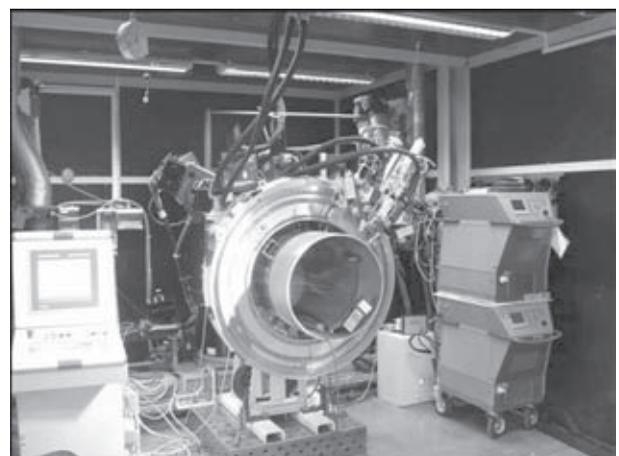


Рис. 5. Специализированная опытная установка для сварки трубопроводов



Таблица 3. Механические свойства сварных соединений стали L360NB с разрушением по основному металлу

$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_n , МПа	δ , %	ψ , %	КСV ₀₂ , Дж/см ²
345	532	42	71	
368	539	39	69	

тром 500...700 мм, имеет следующие технические характеристики: маршевую скорость при позиционировании до 6, при сварке до 3 м/мин; возможность изменения параметров режима в зависимости от положения; систему слежения за направлением шва.

Встроенная рабочая лазерная головка позволяет применять волоконные твердотельные лазеры с выходной мощностью до 20 кВт.

С одной стороны, основное внимание в данных исследованиях было направлено на определение возможности формирования шва и его корня с применением лазеров указанной мощности и, с другой стороны, на характеристики перекрывающихся зон в начале шва при сварке двумя вертикальными проходами на спуск по окружности трубы.

Эта фаза исследований завершилась проведением испытаний для определения механических свойств стали L360NB. Результаты испытаний на растяжение и среднее значение ударной вязкости образцов типа ISO-V при температуре испытаний 0 °С приведены в табл. 3.

Сварка труб небольшого диаметра с толщиной стенки 3...5 мм. Цель второго исследовательского проекта заключалась в определении необходимости разработки опытного образца установки, позволяющего сочетать орбитальную лазерную сварку стальных труб малого диаметра и их испытание. В данном случае разработка должна была включать сочетание различных способов испытаний для получения надежных результатов.

Изначально было определено, что опытный образец установки должен иметь максимально легкую в управлении конструкцию, с минимальными габаритами. Для указанных областей применения покрываемая толщина стен стальных труб должна составлять 3...5 мм (соответствует внешним диаметрам труб 100...400 мм). Возможные допуски на сварочный зазор и выявляемые размеры дефектов должны соответствовать технологии испытаний.

Оборудование необходимо располагать на расстоянии от сварочных источников питания и устройств обработки измерительных сигналов. Связь обеспечивается соответствующими линиями обслуживания, позволяющими покрывать значительные расстояния между технологическим оборудованием и реальным рабочим изделием. Это позволяет, в зависимости от области приме-

нения, установить оборудование на транспортном средстве по месту выполнения работ.

Опытная установка и методика проведения экспериментов. Для успешного решения основной задачи, прежде всего необходимо было спроектировать устройство для перемещения лазерной оптики по окружности трубы при сварке. Кроме этого, необходимо было предусмотреть место для сенсорной системы, предназначенной для слежения за процессом сварки (LWM) и проведения неразрушающего контроля. Основное внимание при исследованиях уделялось разработке единой стратегии контроля и испытаний с анализом качества швов непосредственно после завершения сварки. Возможно получить необходимую для этого информацию перед сваркой, во время сварки и после окончания процесса в виде различных сигналов. Анализ неоднородностей в сварных соединениях показывает, что большинство из них вызвано нарушениями в последовательности технологических операций. В свою очередь, причина этого заключается в качестве подготовки соединения под сварку (геометрия разделки, наличие зазора или несоответствующее смещение кромок), а также в нарушении необходимых стандартов чистоты.

На первом этапе была разработана конструкция установки и соответствующая компоновка устройств для движения лазерной оптики по окружности трубы, включающая зажимное устройство, необходимое для соединения и фиксации при лазерной сварке труб номинальным диаметром 80...150 мм с толщиной стенки 2...5 мм.

Установка состоит из четырех кольцеобразных пластин, открывающихся вниз и позволяющих разместить свариваемые трубы. Каждая из двух внешних пластин соединена с одной из труб с помощью зажимного устройства. Две внутренние пластины жестко соединены друг с другом. Между этими кольцами расположены компоненты, предназначенные для выполнения операций соединения и испытания (рис. 6).

Центром экспериментальной установки является передающий технологический оптический элемент типа YW30 фирмы «Precitec» с матрицей датчиков, встроенных коаксиально по отношению к траектории перемещения луча, для сбора соответствующих излучений при лазерной сварке. Это оптическое устройство адаптировано для проведения эксперимента.

Для оценки сварного шва, в частности, в отношении центровки кромок и наличия зазора, с помощью камеры регистрируется валик, полученный линейным лазером в направлении поперечном соединению. Камеру и линейный лазер размещают вблизи лазерной оптики по центру между двумя внутренними пластинами несущей

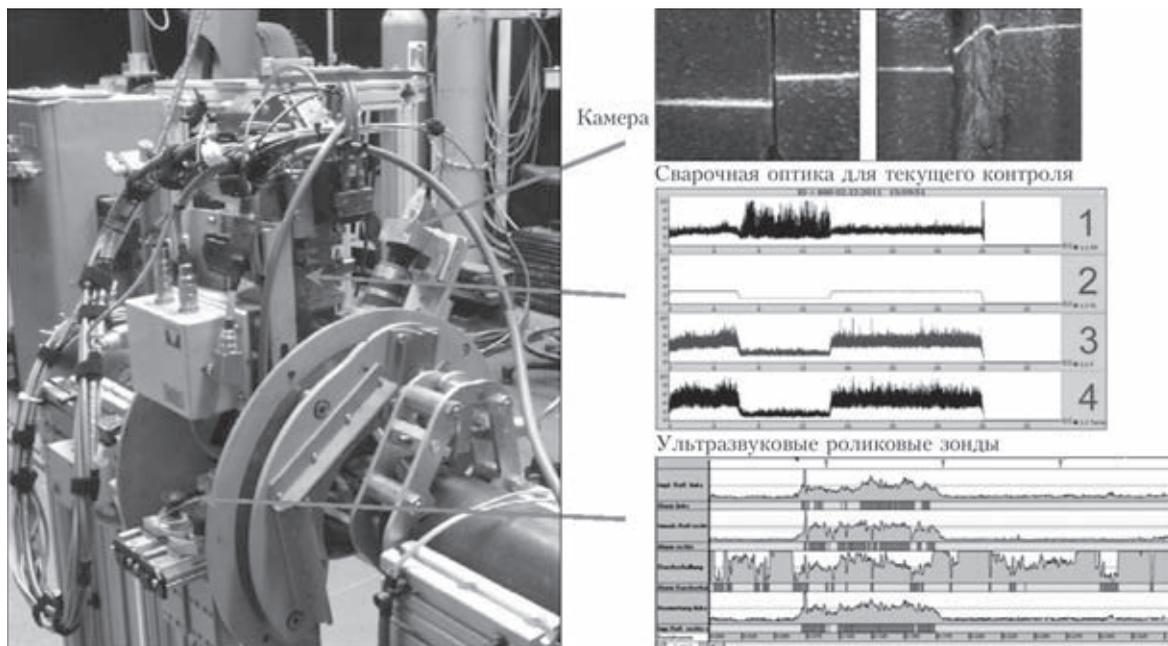


Рис. 6. Специализированная опытная установка с устройством для ультразвукового контроля

системы и перемещают по окружности вокруг трубы. По окончании процесса сварки камеры записывают геометрию поверхности сварного шва. В этом случае особое внимание уделяется зазору и центровке кромок при подготовке под сварку, геометрическим отклонениям шва и наружным сварочным дефектам.

Устройство для ультразвукового контроля состоит из прибора для ультразвукового контроля и роликовых угловых лучевых зондов. Прибор представляет собой многоканальную ультразвуковую систему с пятью каналами, отделенными друг от друга с помощью мультиплексора. Кроме того, применяются

специальные роликовые угловые лучевые зонды для наклонного ультразвукового воздействия под углом 55° с частотой 6 МГц. Эти зонды отличаются тем, что эффективная связь осуществляется не с помощью контактной среды, а с помощью силиконовой шины. Зонд перемещается по этой шине над компонентом, что обеспечивает перемещение только параллельно шву.

В финальной стадии проекта разработаны отдельные системы, состоящие из сварочной оптики, камеры для регистрации геометрии поверхности соединения и текущего контроля процесса, а также скомпонованы ультразвуковые роликовые зонды.

Для непосредственной оценки внутренних дефектов в шве два ультразвуковых роликовых зонда направляли вокруг трубы на заданном расстоянии друг от друга, слева и справа от шва. Устройство для ультразвукового контроля показано на рис. 7.

Контакт между ультразвуковыми роликовыми зондами и трубой поддерживается с помощью натяжения пружины. Для труб различных диаметров возможна регулировка по высоте.

Результаты испытаний материалов. Для определения механических свойств сварных соединений на трубах, полученных лазерной сваркой, была проведена серия экспериментов в условиях, идеальных с точки зрения подготовки кромок под сварку и без искусственных дефектов. Из полученного контрольного образца вырезали по окружности металлографические шлифы последовательно под углом 45° . Образцы показаны на рис. 8 (значения в градусах — углы загиба трубы).

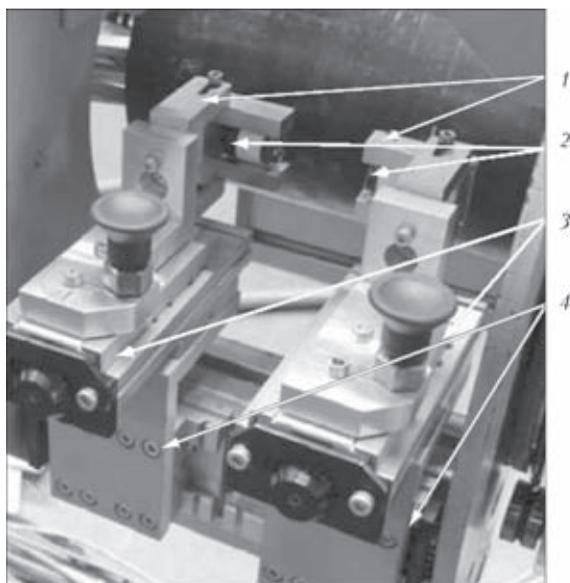


Рис. 7. Устройство для ультразвукового контроля: 1 — зажимное устройство для ультразвуковых зондов; 2 — ультразвуковые роликовые зонды; 3 — оси для грубой регулировки по высоте; 4 — оси для регулировки расстояния до сварного соединения

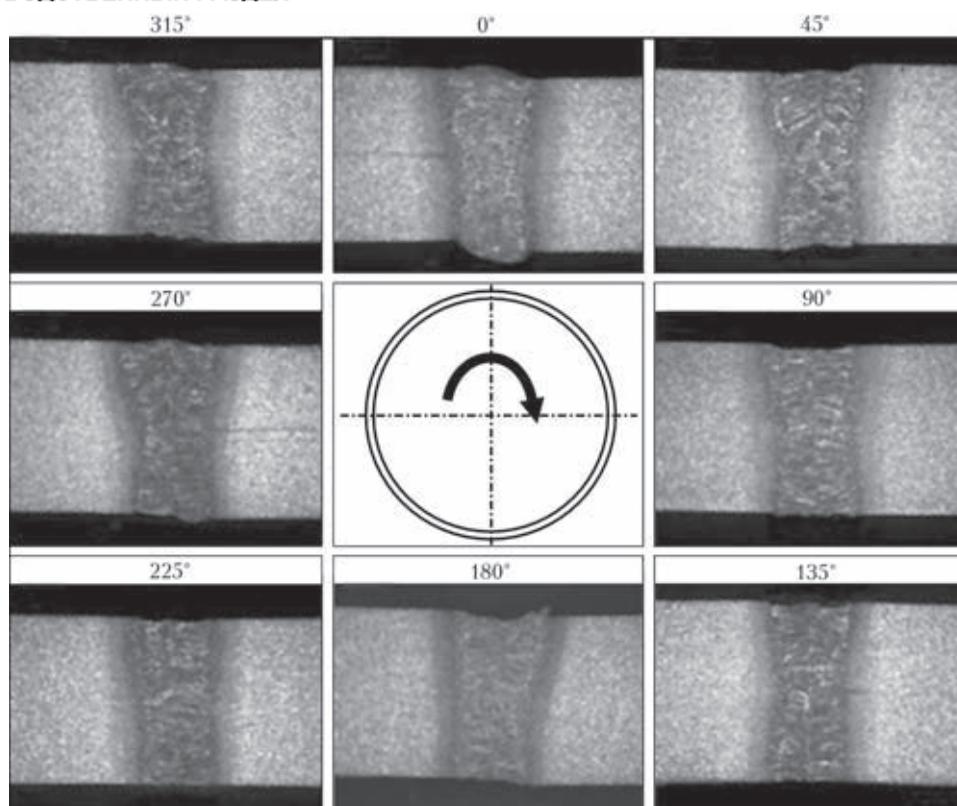


Рис. 8. Макрошлиф образцов соединений (увелич. в 3,5 раз) с различными углами загиба трубы

Таблица 4. Механические свойства сварных соединений стали L360NB толщиной 5 мм в поперечном направлении (разрушение по основному металлу)

Номер образца	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %
1	448	487	20,1	70
2	418	467	24,5	70
3	416	466	21,6	67
4	413	463	25,8	62

Как видно из рисунка, на выбранных параметрах не прослеживается влияния постоянно меняющегося положения при орбитальной сварке, что подтверждается постоянным уровнем сигнала от системы контроля. Это относится как к геометрии шва на его верхней и нижней поверхностях, так и к образованию внутренних дефектов в шве. В результате установлено, что оценка в выбранных условиях соответствовала группе В согласно DIN EN ISO 13919-1.

Исследования по определению статической прочности и вязкости швов в соответствии с DVGW Worksheet GW 350 также не обнаружили никаких аномалий. В табл. 4 приведены результаты испытаний на растяжение образцов стали L360NB. Средние значения ударной вязкости образцов типа ISO-V при температуре 0 °С с надрезом в центре шва составили 62...71 Дж/см² и надрезом в ЗТВ — 41...55 Дж/см².

Заключение

С точки зрения повышения эффективности при строительстве трубопроводов большое значение имеют исследования новых процессов сварки труб, в которых основное внимание уделяется повышению скорости сварки при сокращенном количестве проходов. Возможной альтернативой являются лазерная сварка и гибридная лазерно-дуговая сварка, благодаря разработке волоконного лазера, представляющего собой источник лазерного излучения с новыми областями применения [2].

Описанные исследования подтверждают принципиальную возможность использования процессов лазерной сварки при строительстве трубопроводов, а также определения характеристик этих процессов при сварке в смещенном положении, характерном для данного применения.

Они также подтверждают перспективность технологии лазерной сварки с применением лазеров высокой выходной мощности и соответствующими характеристиками луча.

Предлагается использовать гибридный процесс для заварки корневого прохода высокого качества при высоте притупления 12...15 мм. Этот подход интенсивно исследуется в настоящее время.

В результате проделанной работы по разработке стратегии испытаний на месте выполнения работ и текущего контроля процесса лазерной сварки труб на лабораторном уровне была доказана эффективность и перспективность данного подхода.

да. В частности, это означает, что испытания соединений, полученных лазерной сваркой с использованием ультразвукового контроля, возможны в диапазоне толщины стенки 3...5 мм относительно критических дефектов, таких как несплавление, корневые дефекты (непровар) и пористость. Исследования последней версии оборудования показали, что достигнуто реальное взаимодействие отдельных систем камеры, устройств фотооптического контроля процесса и устройств ультразвукового контроля. Это было доказано с помощью моделирования погрешностей. На следующем этапе

работ планируется дальнейшая оптимизация выявляемых размеров дефектов в сварных швах.

Авторы выражают признательность Федеральному министерству экономики и технологии Германии за финансирование проекта.

1. Blackman D., Dorling V., Howard R. High-speed tandem GMAW for pipeline welding // 4th Intern. pipeline conf., Calgary, Alberta, Canada, 2002. – P. 517–523.
2. Keitel S., Neubert J., Ströfer M. Laser based girth welding technologies for pipelines – GMAW gets support // IIW Intern. conf. on advances in welding and allied technologies, Singapore, 2009. – P. 289–294.

Поступила в редакцию 14.01.2014

НОВАЯ КНИГА

Во втором квартале 2014 г. выйдет в свет книга

Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, А. С. Миленин. Практические рекомендации Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по ремонту сваркой магистральных трубопроводов без вывода из эксплуатации. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2014. — 8 печ. л.

Издание посвящено вопросам оценки несущей способности магистральных газо- и нефтепроводов с обнаруженными характерными технологическими и эксплуатационными дефектами формы и сплошности материала, а также типичным методам ремонта сваркой без вывода из эксплуатации. В частности, обобщены основные аспекты актуальных отечественных и зарубежных нормативных документов, современные подходы механики разрушения и численного анализа напряженно-деформированного состояния сварных конструкций, новейшие разработки специалистов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. Сформулированы практические инженерные алгоритмы, позволяющие оценивать фактическую степень поврежденности участков магистральных трубопроводов на основе данных технической диагностики, планировать ремонт дефектных трубопроводных элементов без вывода их из эксплуатации с позиций эффективности и безопасности проведения работ, прогнозировать ресурс эксплуатации участков трубопровода после ремонта.

Для инженерного персонала организаций, эксплуатирующих магистральные трубопроводы, специалистов неразрушающего контроля и технической диагностики трубопроводных систем, научных работников, занимающихся вопросами прочности сварных конструкций и методами восстановления их несущей способности, и преподавательского состава высших учебных заведений соответствующего профиля.

Заказы на книгу направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка».



УДК 621.791.75/76

УДАРНАЯ КОНДЕНСАТОРНАЯ СВАРКА ПРОВОЛОКИ ИЗ КОМПОЗИТНОГО СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО СПЛАВА

Д. М. КАЛЕКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Актуальность применения сверхпроводящих проводов в медицинской технике и научной аппаратуре требует, с учетом ограниченности отпускной длины провода и его дороговизны, разработку методов соединения, сохраняющих эксплуатационные характеристики основного металла. Конструкция композитного провода, состоящего из нескольких десятков жил сверхпроводящего сплава в медной матрице, допускает применение только методов сварки в твердой фазе. Для стыкового соединения таких проводов малого диаметра наиболее перспективна ударная конденсаторная сварка, которая дает возможность одновременно сваривать и жилы, и матрицу, имеющие резко отличающиеся термофизические характеристики. Показано, что этот способ позволяет получать соединения промышленных композитных проводов диаметром 0,85 и 1,0 мм из ниобий-титанового сплава НТ-50 в медной матрице без существенного снижения критического тока в полях до 80 кЭ. Библиогр. 2, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: ударная конденсаторная сварка, композитная проволока, сверхпроводящие провода, сплав ниобий–титан.

В последние годы в связи с работами по проекту Международного экспериментального реактора (ИТЭР) расширилось производство сверхпроводящих материалов на основе сплава Nb–Ti и интерметаллида Nb₃Sn. Благодаря высоким технологическим характеристикам — прочности и пластичности — ниобий-титановый сплав (Nb — 47,5 % Ti) является основным материалом для технического применения сверхпроводников, главными из которых являются катушки томографов для магнитно-резонансной терапии (МРТ) и ядерного магнитного резонанса (ЯМР). Сверхпроводники нашли также применение в магнитах исследовательских энергетических установок типа ТОКАМАК, в проектных моделях сверхпроводящих индукционных накопителей энергии, кабелей, магнитных сепараторов и др.

Производство ниобий-титановой проволоки диаметром от 0,3 до 2,0 мм освоили и предлагают на продажу в настоящее время ряд фирм, в том числе «Supercon» (США), «Western Superconducting Technologies Co.» (Китай), Чепецкий механический завод Корпорации «ТВЭЛ» (Россия) и другие.

Конструкция проволоки — жилы сплава Nb–Ti в медной матрице — определяется требованиями к сохранению сверхпроводящих характеристик в магнитном поле величиной до 10 Тл. Для этого ниобий-титановые прутки укладывают в цилиндрические каналы медной заготовки и такую композицию обрабатывают давлением, вытягивая в проволоку. Холодное деформирование приводит к появлению высокой плотности дис-

локаций и структурных дефектов, которые служат центрами зацепления магнитных вихрей, так называемого пиннинга, благодаря чему после соответствующего отжига обеспечивается необходимая плотность тока при высокой напряженности магнитного поля [1]. Еще одним условием успешной работы ниобий-титанового композитного проводника является винтовое скручивание ниобий-титановых жил («твистирование»). Такая особенность конструкции приводит к изменению ориентации приложенного поля, что позволяет уменьшить время затухания экранирующих токов, образующих петли, проходя по одной стороне проводника и возвращаясь через медную матрицу на обратную сторону. Шаг закручивания в общем зависит от условий эксплуатации провода и имеет порядок нескольких сантиметров. Поперечный разрез сверхпроводящего ниобий-титанового провода показан на рис. 1.

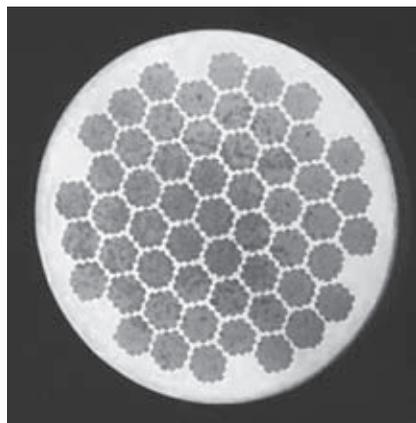


Рис. 1. Поперечный разрез провода из сплава НТ-50 диаметром 1 мм

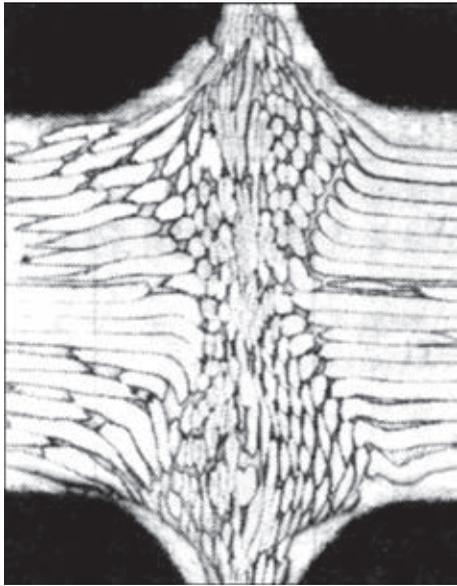


Рис. 2. Макроструктура холодносварного соединения композитного сверхпроводящего провода [2]

При изготовлении аппаратов, использующих сверхпроводящую проволоку, учитывая ее дороговизну и ограниченную технологией производства длину, приходится соединять провода между собой. Сейчас это осуществляется параллельной укладкой соединяемых концов проводов с последующей пропайкой медной матрицы на значительной длине, поскольку нужно обеспечить не только прочность соединения, но и возможность передавать ток в несколько десятков килоампер через медь, сохраняющую электросопротивление.

Были предприняты попытки соединять отрезки проводов, освободив жилы сверхпроводящего сплава из медной матрицы (травлением) с последующим покрытием сварного соединения медью [2]. В работе [2] показано, что наилучший результат получается при соединении жил без оплавления, например, при обжатии медной трубкой композиции жил, взаимно проникающих в стыкуемые отрезки проводов. При этом эксперименты с электронно-лучевой сваркой жил показали серьезное (на 2 порядка) снижение критических токов через соединение.

Трудоемкость описанной операции механического соединения делает актуальным поиск методов стыкового соединения проводов таким образом, чтобы одновременно сваривались жилы из сверхпроводящего металла и медная матрица. Очевидно, что поиск может идти только среди методов сварки в твердой фазе. Такими, учитывая форму соединения, могут быть холодная и ударная конденсаторная сварка. Преимущество последней состоит в меньшей степени деформации и, благодаря этому, сохранению конструкции композита. Холодная сварка требует приложения значительных усилий, которые приводят к дроблению жил сверхпроводящего ма-

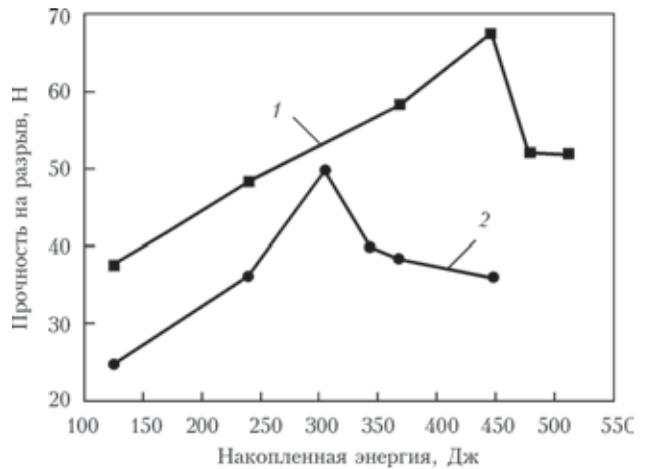


Рис. 3. Зависимость прочности соединения композитных сверхпроводящих проводов НТ-50 в медной матрице, полученных ударной конденсаторной сваркой, от накопленной энергии (диаметр соединяемых проволок 1,0 мм (1) и 0,85 (2)

териала и их искривлению (рис. 2). Поэтому предпочтительнее для сварки композиционного провода ударная конденсаторная сварка.

При ударной конденсаторной сварке соединение происходит при осадке стыкуемых проволок после очистки и нагрева свариваемых поверхностей дугой, горящей при разряде конденсаторов. Сжатие проволок приводит к удалению расплавленного металла в грат и образованию металлических связей соединяемых поверхностей. Благодаря этому сохраняются исходные характеристики металла, а некоторое увеличение площади соединения делает его равнопрочным с основным металлом. Эксперименты проводили с проволоками композитного сплава НТ-50 (47,5 мас. % титан, остальное — ниобий) в медной матрице диаметром 1 мм (количество жил $n = 37$, коэффициент заполнения $K_3 = 45,4 \%$), 0,85 ($n = 37$, $K_3 = 46,38 \%$) и 0,5 мм ($n = 24$, $K_3 = 32,12 \%$). Сварку вели на универсальной установке для дуговых методов конденсаторной сварки А-1091. Режимы сварки приведены в табл. 1. Удовлетворительного качества соединений проволоки диаметром 0,5 мм получить не удалось.

На рис. 3 показано влияние параметров режима на прочность соединения на растяжение. Режим сварки, при котором образцы разрушались по целому проводу вдали от места сварки принимался в качестве оптимального. Такой выбор подтвердили измерения эксплуатационных характеристик.

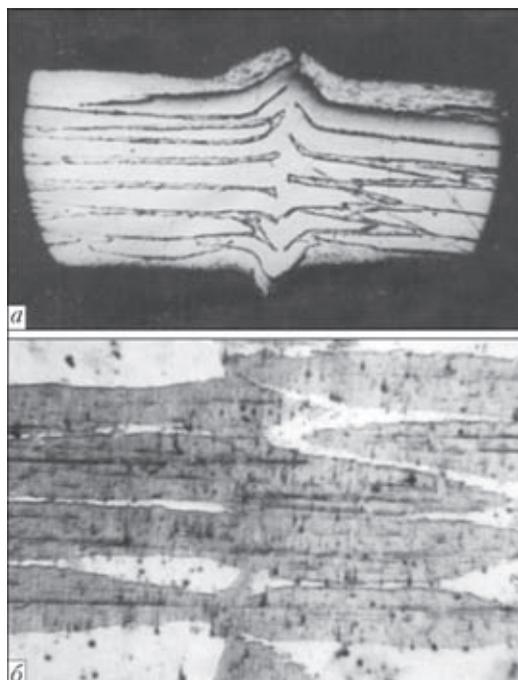
Таблица 1. Режимы ударной конденсаторной сварки композитной сверхпроводящей ниобий-титановой проволоки (сопротивление цепи разряда 1,2 Ом)

Диаметр проволоки, мм	Емкость конденсаторов, мкФ	Напряжение зарядки конденсаторов, В	Усилие соударения, Н
1,0	1500	770	10
0,85	1400	660	8



Таблица 2. Значения токов в жидком гелии

Образец	Критический ток, А (среднее значение) в магнитном поле, кЭ		
	50	60	70
Исходный материал диаметром 1 мм	-	582	438
Сварной образец	-	577	427
Исходный материал диаметром 0,85 мм	414	326	257
Сварной образец	389	299	246

Рис. 4. Микроструктура сварных соединений сверхпроводящего композитного провода НТ-50 диаметром 1 мм: а — без травления ($\times 30$); б — после травления шлифа ($\times 150$)

Микроструктура сварных соединений сверхпроводящего композитного провода НТ-50 диаметром 1 мм (рис. 4) показывает, что в процессе ударной конденсаторной сварки были получены соединения как отдельных жил сверхпроводящего сплава, так и медная матрица. Несплошность жил НТ-50 вне стыка, которая видна на фотографии шлифа, объяс-

няется непараллельностью «твистированной» жилы и плоскости шлифа.

Поскольку при сварке нет возможности точной юстировки жил соединяемых многожильных отрезков композитного провода, в стыке встречаются сварные соединения сверхпроводника с медной матрицей. По

данным металлографического анализа вероятность стыковки отдельных жил между собой составляет около 80 %.

Измерения электрического сопротивления образцов длиной 5 м с 20 стыками проволоки НТ-50 диаметром 1 мм при температуре 4,2 К в магнитном поле напряженностью 80 кЭ, проведенные в ИАЭ им. И. В. Курчатова, показали величину около 0,1 мкОм. Критические токи в жидком гелии, измеренные во ВНИИ кабельной промышленности (Россия), приведены в табл. 2.

Из таблицы видно, что в сварном соединении критический ток, который является одной из основных характеристик сверхпроводящего провода, уменьшается не более, чем на 10 %, что позволяет рекомендовать способ ударной конденсаторной сварки для соединения композитных проводов из сверхпроводящего сплава ниобий-титан в медной матрице.

Таким образом, стыковая ударная конденсаторная сварка сверхпроводящей композитной проволоки из сплава ниобий-титан в медной матрице позволяет получать соединения со свойствами, близкими к исходному материалу.

1. Структура и сверхпроводящие характеристики сверхрешеток Nb-Ti/Ti / О. В. Черный, Е. Н. Решетняк, А. Н. Стеценко, А. С. Похила // Вопр. атомной науки и техники. – 2002. – № 1. – С. 84–87.
2. Joining process and its feature of superconducting materials / J. Shibuya, M. Mizutame, K. Nakanishi // J. of the Jap. Weld. Soc. – 1987. – 56, № 2. – С. 12–16.

Поступила в редакцию 29.01.2014

 **ЗАО "ПСКОВЭЛЕКТРОСВАР"**
ТЭСО ТЯЖЕЛОЕ ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

На ЗАО «Псковэлектросвар» в период с 24 по 26 июня 2014 г. состоится Международная научно-техническая конференция «Трубопроводы в России и за рубежом — их настоящее и будущее».

Предполагается участие в работе конференции представителей ведущих предприятий и организаций, связанных с производством трубной продукции, сваркой, контролем, ремонтом и эксплуатацией трубопроводов, их диагностикой. Предусмотрена также широкая демонстрационная программа показа сварочного оборудования и техники для неразрушающего контроля.

Контакты: тел. 007(8112)700 134 В. М. Александров

ПОЛУЧЕНИЕ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК С ПОМОЩЬЮ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ ПРОПЛАВНЫМ ШВОМ

М. ШМИДТ¹, С. В. КУРЫНЦЕВ²

¹ Университет Фридриха-Александра, Германия, г. Эрланген

² Казан. нац. исслед. техн. ун-т им. А. Н. Туполева. РФ, 420111, г. Казань, ул. К. Маркса, 10. E-mail: kuryntsev16@mail.ru

Современный уровень развития технологий обработки металлических материалов немаловажен без использования лазеров, нашедших применение в таких процессах, как резка, термическая обработка, сварка, гравировка, пайка. В данной статье описаны исследования процесса получения биметаллического соединения нержавеющей стали — латунь с использованием лазерной сварки проплавным швом. Образцы были сварены на оборудовании ООО НТО «ИРЭ-Полюс», производящем установки для сварки лазером с использованием клещей. Толщина образцов из стали 12Х18Н10Т и латуни Л63 составляла 3 мм. Сварку выполняли на разных режимах, а также оценивали влияние последующей термической обработки на механические свойства соединений. Проведены металлографические исследования, измерена микротвердость различных участков сварного соединения. Выявлено, что применение лазерной сварки проплавным швом для получения биметаллических соединений возможно при условии более тщательной отработки режимов сварки и последующей термической обработки. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: лазерная сварка, клещи, проплавной шов, биметаллическое соединение, микротвердость, металлография

Применение композиционных металлических материалов, в частности биметаллов, позволяет в одном изделии сочетать такие ценные эксплуатационные и физико-механические свойства, присущие разнородным металлам, как коррозионная стойкость и механическая прочность, триботехнические свойства и коррозионная стойкость, триботехнические свойства и жаростойкость, жаропрочность. Биметаллы находят широкое применение в машино-, корабле-, авиастроении, химической промышленности, производстве энергетических установок.

Соединение сваркой плавлением некоторых пар металлов не возможно, так как они являются металлургически не совместимыми либо при сварке плавлением на границе раздела образуются интерметаллиды, которые негативно влияют на механические и электрофизические свойства соединений.

Существует множество методов получения биметаллов, в частности, заливка расплавленного металла на движущуюся стальную ленту, напекание металлического порошка, дуговая наплавка [1, 2], магнитно-импульсная сварка, сварка прокаткой [3], сварка взрывом [4], линейная сварка трением, ультразвуковая сварка, диффузионная сварка [5]. Все эти способы имеют ряд технологических недостатков: сложность выполнения, низкие показатели экологичности процесса, максимальную эффективность только при массовом производстве, высокую энергоёмкость процессов, низкую производительность, узкую специализа-

цию используемого оборудования, трудоемкость и нерегулярную повторяемость технологического процесса. Именно поэтому в промышленное производство актуально внедрение более совершенных технологий, обеспечивающих высокие показатели энергоэффективности, повторяемости технологического процесса, автоматизации и роботизации технологии. В настоящее время лазерные технологии являются передовыми в мировой практике и отвечают современным требованиям.

Вместе с тем имеют место и недостатки, присущие лазерным технологиям. К ним относится малоизученный механизм образования парогазового канала, так как с ним связано появление пор в сварных соединениях. В работах [6, 7] рассмотрен вопрос влияния предварительной подготовки кромок под сварку в защитных газах. В работе [8] предложена технология применения гибридной лазерно-дуговой сварки проплавным швом, представлены результаты влияния предварительной подготовки поверхности, степени прижатия заготовок друг к другу, режимов гибридного процесса, флюсов, защитных газов и присадочной проволоки на образование соединения и термический цикл сварки.

В настоящей статье рассматривается применение лазерной сварки с использованием клещей для изготовления биметаллических заготовок как альтернатива широко распространенным методам.

Лазерная сварка с использованием клещей — это процесс получения неразъемного соединения путем установления межатомных связей между двумя или более плоскими заготовками. При воз-



Таблица 1. Режимы получения образцов сталь 12X18H10T + латунь Л63

Режим	N , кВ	$v_{св}$, мм/с
1	3	25
2	2,5	25
3	2,5	15

действию на поверхность одной из заготовок лазерного луча, двигающегося по определенной траектории, соединение образуется за счет переплава границы двух поверхностей, возможно с полным или неполным проплавлением (рис. 1). Технология сварки следующая: между зажимными цангами клещей (рис. 1, б) помещают свариваемые заготовки, которые прижимают достаточно плотно. В клещи, которые полые, подается защитный газ, и практически одновременно через верхний зажим цанги направляется лазерный луч, перпендикулярно свариваемым заготовкам.

Характеристики процесса лазерной сварки проплавленным швом приведены ниже:

масса клещей, кг	45
прижимающая сила, кН	0,6...3
ширина зазора клещей, мм	130
длина зоны сварки, мм	0...40
амплитуда колебаний луча, мм	2
частота колебаний луча, Гц	3...25
скорость сварки, мм / с	max 80
фокусное расстояние, мм	250 или 300
длительность процесса сварки, с	< 2

Основные преимущества лазерной сварки с использованием клещей следующие: возможность получения сварных соединений разнородных ме-

Таблица 2. Влияние режима термической обработки на микротвердость участка латуни Л63, частично перемещенного со сталью 12X18H10T

Режим	T , °С	t , ч	HV 0,5, МПа
1	400	1,30	950...1030
2	350	3,0	870...940
3	500	3,0	850...890

таллов, высокая скорость сварки, кратковременный нагрев, как результат практически полное отсутствие зон термического влияния, возможность автоматизации и роботизации технологического процесса, высокая скорость сварки. При использовании программного управления лазерным оборудованием и отработанной технологии можно обеспечить высокий показатель повторяемости процесса сварки, что имеет большое значение в условиях серийного производства. Промышленное внедрение лазерных комплексов компании ООО НТО «ИРЭ-Полус» не требует кардинального изменения технологического процесса сварки, оборудование является достаточно компактным, потребляемая мощность сравнима с конкурирующими технологиями.

Сущность этого процесса при получении биметаллов заключается в выполнении соединения проплавленными швами двух или более одно- или разнородных металлических листов, расположенных друг над другом. Для увеличения площади соединения лазерный луч перемещается по определенной траектории (рис. 2, а, сварной шов в центре образца). Для исследования механизма образования соединения была подготовлена и сварена серия образцов сталь 12X18H10T + латунь Л63 с неполным проплавлением, толщина пластин 12X18H10T и Л63 составляла 3 мм. Лазерный луч перемещался по определенной траектории по поверхности стали 12X18H10T, образцы были сварены на разных режимах (табл. 1). После сварки для выявления влияния термической обработки на механические свойства соединения было проведено старение образцов с проплавом по разным режимам (табл. 2).

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Axiovert 200» фирмы «Carl Zeiss», микротвердость слоев, зон сплавления и зон термического влияния лазерного луча измеряли на микротвердомере НХ 1000 фирмы «Remet».

При металлографических исследованиях образцов было выявлено, что проплав при всех режимах является не постоянным (рис. 3). Произведено фотографирование нескольких слоев одного залитого шлифа, после каждого исследования путем шлифования и полирования снимали определенный слой толщиной

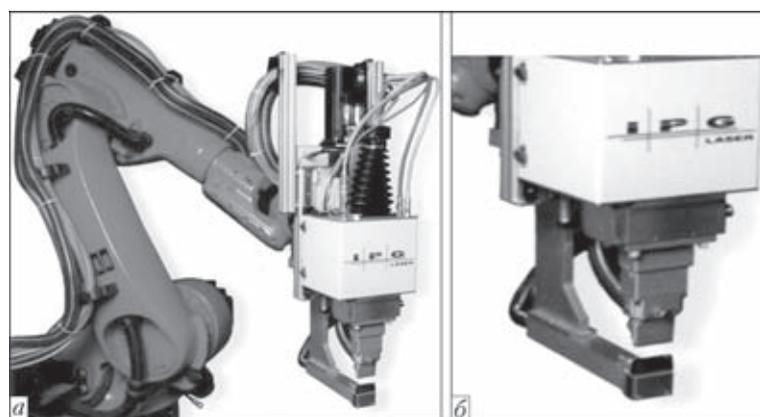


Рис. 1. Внешний вид установки для лазерной сварки с использованием клещей LSS (а) и цанги (б)

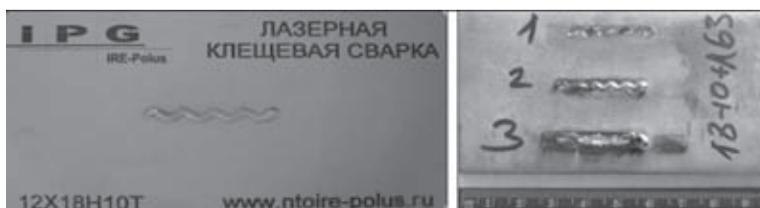


Рис. 2. Образцы, полученные лазерной сваркой: а — образец сварного соединения 12X18H10T+12X18H10T, один режим; б — образец сварного соединения 12X18H10T+Л63, три режима

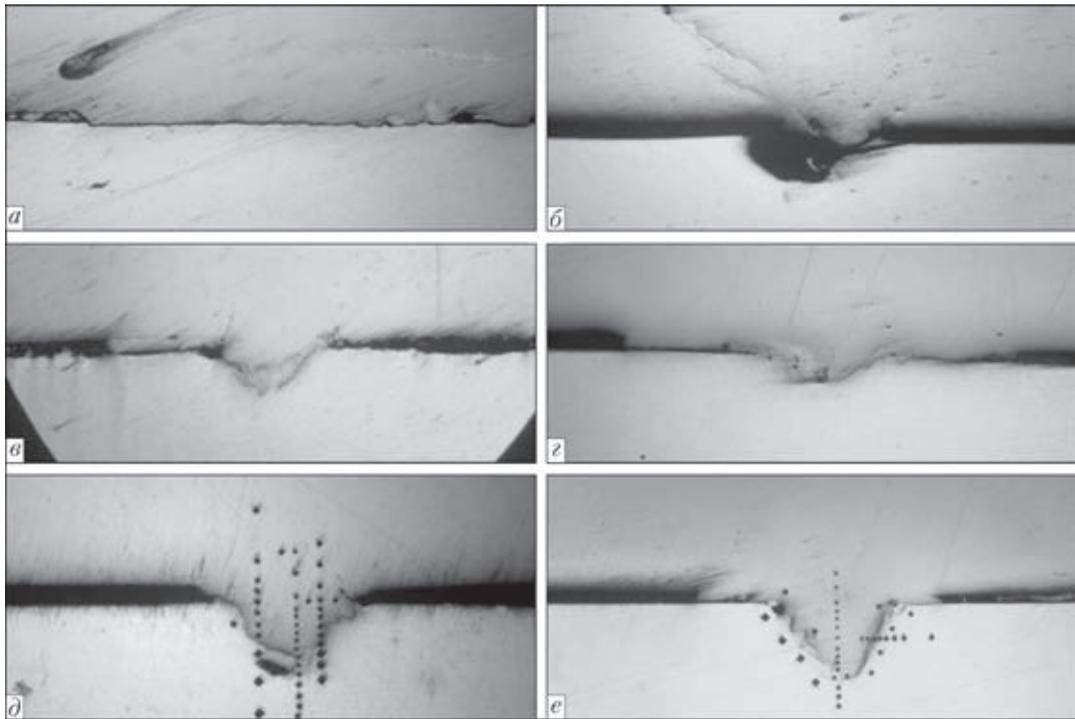


Рис. 3. Поперечный макрошлиф ($\times 100$) сварного соединения: *a* — участок № 1, глубина 1 мм; *б* — участок № 2, глубина 3 мм; *в* — участок № 3, глубина 4,5 мм; *г* — участок № 4, глубина 6 мм; *д* — участок № 5, глубина 7,5 мм; *е* — участок № 6, глубина 9,5 мм

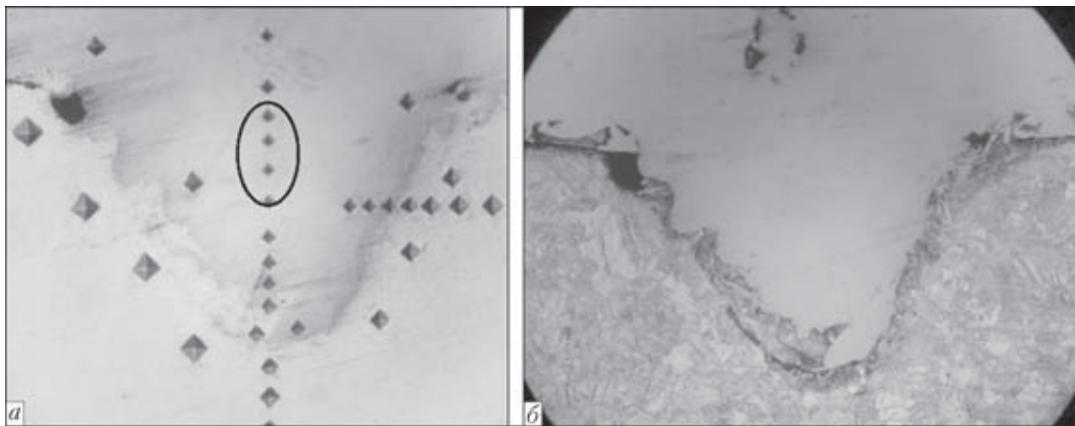


Рис. 4. Макрошлиф ($\times 250$) одного участка сварного соединения с неполным проплавлением после измерения микротвердости (*a*) и после травления (*б*) (в верхней части 12X18H10T, в нижней Л63)

около 1,5...2 мм, фотографирование и исследование механических свойств повторялось. Как видно из представленных фотографий различных по глубине участков одного образца, соединение является несплошным, при этом металлографические исследования показали, что участки, где соединения образовывались, имеют промежуточный слой в виде закристаллизовавшейся механической смеси из стали 12X18H10T и латуни Л63. У данных участков значения микротвердости отличаются незначительно.

На рис. 4 представлена макроструктура соединений с отпечатками индентора, часть крупных отпечатков в левой части фотографии (рис. 4, *a*) была получена при нагрузке $HV\ 1$. Однако поскольку необходимо было выявить достаточно узкие зоны перехода, а сплавы имеют относительно невысо-

кие значения твердости, то основные измерения проводили при нагрузке $HV\ 0,5$. На фотографиях как до травления, так и после отчетливо видны линии сплавления, дефекты в виде пор, структурные изменения после термического влияния лазерного луча. Микротвердость различных участков стали после лазерного воздействия находится в диапазоне $HV\ 1 = 1700...2500$ МПа, причем максимальные значения, представленные в центральной части фотографии (рис. 4, *a*), линия сплавления латуни-сталь — в диапазоне $HV\ 1 = 1050...1750$ МПа, основной металл латуни — в диапазоне $HV\ 1 = 870...1050$ МПа.

На рис. 5, *a*, где представлен шлиф образца, не подвергнутого термической обработке, отчетливо видно глубину проплавления лазерным лучом, практически полное отсутствие сплавления стали и латуни, на

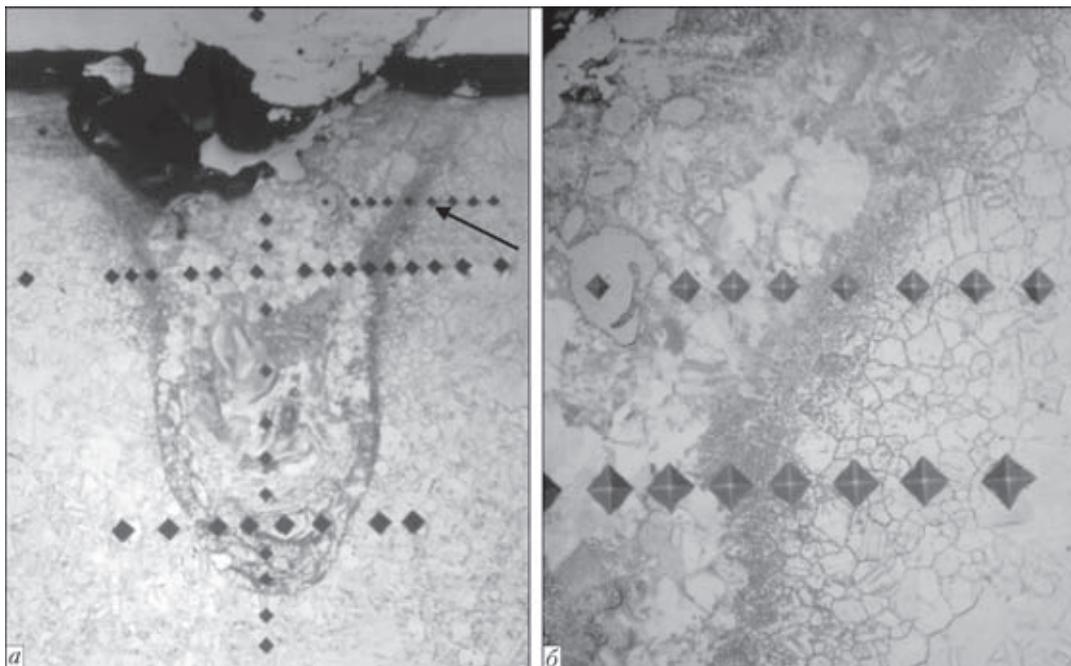


Рис. 5. Макрошлиф сварного соединения с минимальным проплавлением: *a* — общий вид, латунь, $\times 250$; *б* — участок сплавления, $\times 800$

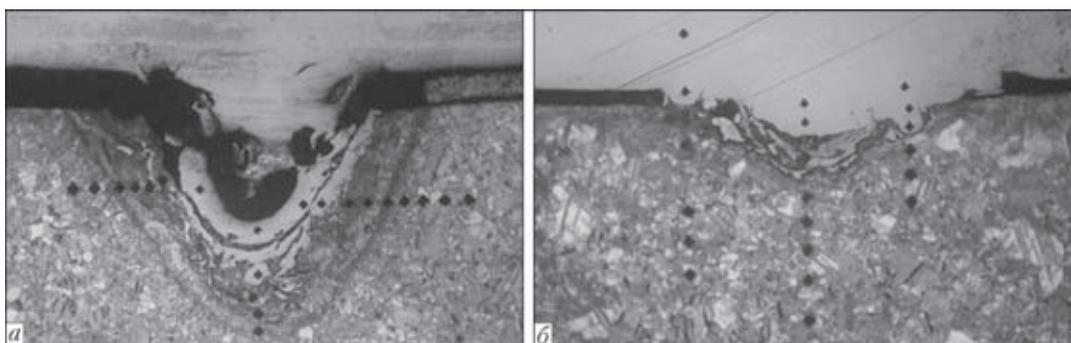


Рис. 6. Макрошлиф ($\times 100$) сварных соединений после термической обработки, полученных по режиму № 1 (*a*) и 2 (*б*)

рис. 5, *б* — структурные изменения на линии сплавления, основной металл — лазерное воздействие, участки латуни с вкраплениями стали. Микротвердость на рис. 5, *б* измеряли при нагрузках $HV 0,25$ (верхняя линия отпечатков) и $HV 0,5$ (нижняя линия). Как видно, при меньшей нагрузке удалось измерить именно значения линии сплавления, где микротвердость латуни сопоставима со значениями стали и находится в диапазоне $HV 1 = 1500 \dots 1700$ МПа.

Макрошлифы образца с небольшим участком сплавления, подвергнутого термической обработке по режиму 1 и 2 (табл. 2), представлены на рис. 6, *a*, *б*. Термическую обработку данных соединений проводили с целью взаимной диффузии компонентов сплавов для увеличения прочности соединения. На рисунках видно, что после термической обработки произошло уравнивание структуры, значения микротвердости данного участка ЛБЗ не имеют резких перепадов в сравнении с образцами, не подвергнутыми термической обработке. Однако ожидаемый эффект увеличения

прочности соединения за счет взаимной диффузии обнаружить не удалось.

Выводы

1. Лазерная сварка проплавным швом может рассматриваться как перспективный метод получения биметаллических соединений, поскольку процесс может быть автоматизирован, позволяет соединять металлы различных комбинаций в широком диапазоне толщин.

2. Механические свойства соединений после сварки неоднородны, поэтому для их уравнивания при необходимости можно применять термическую обработку.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки РФ в рамках постановки № 220, заявка № 14z50.31.0023.

1. Белый А. И. Влияние основных технологических параметров плазменной наплавки на свойства композиционного наплавленного металла // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 30–33.

2. *Исследование* структуры и эксплуатационных свойств наплавленного металла для восстановления и упрочнения прокатных валков / И. А. Рябцев, И. А., Кондратьев, В. Г. Васильев и др. // Там же. – 2010. – № 7. – С. 14–19.
3. *Разработка* композитов на основе циркония и нержавеющей стали для изготовления переходников к конструкциям АЭС / И. М. Неклюдов, Б. В. Борц, А. Т. Лопата // Там же. – 2010. – № 8. – С. 52–58.
4. *Камеры* для сварки металлов взрывом / П. С. Шленский, Л. Д. Добрушин, Ю. И. Фадеенко, С. Д. Венцев // Там же. – 2011. – № 5. – С. 57–62.
5. *Люшинский А. В.* Использование нанодисперсных порошков металлов при диффузионной сварке разнородных материалов // Там же. – 2011. – № 5. – С. 39–42.
6. *Соколов М., Салминен А.* Влияние качества поверхности кромок соединения на эффективность лазерной сварки низколегированных сталей // Там же. – 2013. – № 2. – С. 49–53.
7. *Кироц В., Гуменюк А., Ретмайер М.* Особенности лазерной сварки аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющей сталей с высоким содержанием марганца // Там же. – 2012. – № 1. – С. 12–17.
8. *Хаскин В. Ю.* Лазерная сварка нахлесточных соединений низкоуглеродистых сталей прорезными швами // Сварщик. – 2011. – № 5. – С. 24–26.

Поступила в редакцию 11.12.2013

Разработка и применение инновационных технологий и передовых научных разработок компании «СТИЛ ВОРК» в области защиты технологического оборудования от различных видов износа

ООО «Стил Ворк» — стабильно развивающееся предприятие, основным видом деятельности которого является разработка и применение инновационных технологий и передовых научных разработок в области защиты технологического оборудования от различных видов износа, в том числе при помощи производимых биметаллических износостойких листов SWIP®, получаемых методом наплавки, и коррозионностойких листов, получаемых импульсным методом.

Компания «Стил Ворк» является членом Академии горных наук Украины и входит в Общество сварщиков Украины, а также плодотворно на протяжении многих лет сотрудничает с Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, ГП «ГПИ «КРИБАССПРОЕКТ», ГП «ГИПРОКОКС», ГП «УКРГИПРОМЕЗ».

ООО «Стил Ворк» обладает собственной запатентованной технологией и производственной линией по изготовлению биметаллических листов SWIP® и изделий из них. За годы своего существования компания накопила бесценный опыт в области повышения ресурса оборудования при различных технологических переделах производства.

В 2013 г. компанией освоено производство биметаллических коррозионностойких листов, производимых импульсным методом (так называемая сварка взрывом). Импульсный метод представляет собой процесс создания неразъемного соединения, необходимым условием протекания которого является наличие значительных пластических деформаций. Этим методом получаем соединения практически всех металлов и сплавов. В особых случаях импульсный метод используется для нанесения покрытий на готовые детали.

Основными потребителями коррозионностойкого биметалла являются химическое и нефтехимическое машиностроение. Биметалл активно используется при изготовлении реакторов, колонн, теплообменного оборудования, различных емкостей, аппаратов воздушного охлаждения. В большинстве это биметаллический лист, в котором прочностную нагрузку несет относительно толстый слой из недорогой низколегированной стали, а функцию коррозионной защиты выполняет относительно тонкий слой из нержавеющей стали, титана, латуни или циркония. Возможно также изготовление многослойных (3, 4, 5 и т.д. слоев) металлов.

Применение коррозионностойких биметаллических листов при незначительном росте цены позволяет увеличить устойчивость оборудования к агрессивным средам, получив при этом высокие технологические свойства оборудования, либо, наоборот, значительно снизить стоимость оборудования благодаря применению биметаллических листов, взамен однослойных листов, например из нержавеющей стали.

Продукция компании «СТИЛ ВОРК» сможет найти широкое применение для защиты от износа технологического оборудования любого предприятия.

Более подробная информация на сайте: www.steel-work.net



УДК 621.78.067.4

СУХОЙ ЛЕД – ПОЛЕЗНЫЙ МАТЕРИАЛ ПРИ ВЫПОЛНЕНИИ СВАРКИ

С. Н. ЖИЗНЯКОВ

Беларус. нац. техн. ун-т. Республика Беларусь, 220013, г. Минск, просп. Независимости, 65.

E-mail: zhiznyackov@yandex.by

Проблема совершенствования применяемых в промышленности способов сварки, в том числе за счет привлечения новых сварочных материалов, актуальна. Показано, что в качестве эффективного сварочного материала при дуговых способах сварки может применяться сухой лед (твердый диоксид углерода), чему способствуют его уникальные свойства: возможность сублимации с образованием большого количества газов и очень низкая температура. Находящийся в зоне сварки сухой лед формирует надежную защитную газовую среду специфического состава, которая обуславливает также благоприятное расположение действующих на каплю электродного металла сил. При сварке наблюдается стабильное мягкое горение дуги без чрезмерного разбрызгивания с хорошим формированием шва. При сварке тонколистового металла лед резко снижает остаточные сварочные деформации. Предложен принципиально новый способ дуговой сварки плавящимся электродом – сварка под сухим льдом, выполняемый с применением обычного сварочного оборудования. Сварка под сухим льдом может быть использована при изготовлении, монтаже и ремонте стальных конструкций. Эксперименты показали, что сухой лед как дополнительный сварочный материал применим при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, сварке порошковой проволокой и в защитном газе, а также при выполнении наплавочных работ. Библиогр. 4, рис. 4.

Ключевые слова: дуговая сварка, сухой лед, полноценная газовая защита, стабильный процесс, минимальные деформации, применение

Сварочные материалы – покрытые металлические электроды, защитные газы, проволока сплошного сечения и порошковая проволока, флюсы, неплавящиеся электроды непосредственно участвуют в процессе дуговой сварки, выполняя важнейшие технологические и металлургические функции, обеспечивающие возможность эффективного производства сварочных работ и получение качественных сварных конструкций [1]. Приведенный перечень сварочных материалов (и это показали выполненные в Беларуском национальном техническом университете исследования) может быть дополнен сухим льдом — твердым диоксидом углерода, характеризующимся ярко выраженными специфическими свойствами, весьма полезными для сварочного процесса.

Таковыми свойствами являются:

очень низкая температура льда, не превышающая минус 78,5 °С. При принудительном соприкосновении льда с металлом последний интенсивно охлаждается. Причем слой льда способен находиться на металлической поверхности в нормальных условиях достаточно долго, сохраняя свою структуру и физические свойства. Холодопроизводительность сухого льда в несколько раз превышает холодопроизводительность водяного льда;

способность сухого льда при нормальном давлении и температуре минус 78,5 °С сублимировать, т.е. переходить из твердого кристаллического состоя-

ния сразу в газообразное, минуя жидкую фазу, с поглощением теплоты в количестве около 590 кДж/кг. При этом из 1 г льда при его полном испарении образуется порядка 0,8 л углекислого газа;

сухой лед отличается очень высокой чистотой. Согласно ГОСТ 12162–77 массовая доля диоксида углерода в нем составляет 99,96...99,98 %, фактическое содержание диоксида углерода в выпускаемом промышленностью продукте достигает 99,998 % при ничтожном содержании влаги.

Сухой лед удобен для реализации. Его транспортируют и хранят в термоконтейнерах различной вместимости — от 2 до 250 кг и более. В зависимости от конструктивных особенностей контейнера и внешней температуры сухой лед не теряет своих характеристик в течение нескольких суток. Потери при хранении обычно составляют 2...10 % массы льда в сутки. Лед нетоксичен, недефицитен, он широко используется в промышленности, сельском хозяйстве, медицине и пр. Лед в основном поставляют в виде блоков и гранул различного размера. Плотность сухого льда 1560 кг/м³.

Высокотемпературный неравномерный нагрев с последующим охлаждением соединяемых элементов при дуговой сварке вызывает появление в них остаточных деформаций, затрудняющих производство сварных конструкций и ухудшающих их качество. Одним из наиболее рациональных технических решений, направленных на снижение деформаций, является локальное охлаждение

металла в зоне сварки. Это сужает до возможного минимума размеры участков сварного соединения, нагреваемых в процессе сварки, до температур, при которых возникают напряжения сжатия, превышающие предел текучести свариваемого металла (для сталей, главным образом, зоны, нагреваемые до температур более 600...700 °С). Появление таких критических участков и предопределяет зарождение с последующим развитием пластических деформаций и получение сварных соединений и конструкций с остаточными сварочными деформациями и напряжениями.

Применяемые средства отвода теплоты от нагреваемого при сварке металла (водоохлаждаемые медные подкладки и ползуны, массивные прижимные устройства, жидкие охладители в виде направленных сплошных и распыленных струй) не способны оказывать заметного локального воздействия на критические высокотемпературные зоны металла, особенно находящиеся вблизи сварочной ванны. Было установлено, что подобную функцию по точечному контактному отводу теплоты от нагреваемого при сварке металла может вполне успешно выполнять сухой лед. Экспериментальные и теоретические исследования [2] позволили авторам разработать основные положения универсальной технологии аргонодуговой сварки тонколистовой высоколегированной стали аустенитного класса типа 18/8 с применением твердого диоксида углерода для принудительного охлаждения высокотемпературной области свариваемых элементов, позволившей в несколько раз уменьшить остаточные деформации по сравнению со сваркой без охлаждения. При сварке металла толщиной 1 мм рациональная площадь контактного охлаждения в высокотемпературных зонах на определенном расстоянии от границы сварочной ванны составила 60...90 мм² при протяженности не менее 6 мм. Разработку технологии сварки проводили с использованием созданной методики [2] численного моделирования температур, напряжений и деформаций в различных участках свариваемых пластин, учитывающей специфику поведения аустенитной стали и особенности низкотемпературного охладителя — сухого льда.

При сварке стальных пластин в углекислом газе была выявлена уникальная возможность охлаждения сухим льдом металла, нагреваемого непосредственно перед дугой по фронтальной границе сварочной ванны. Это имеет место при сварке под слоем сухого льда. Находящийся на поверхности пластин слой льда перед сваркой практически не реагирует с металлом. Однако при вступлении в прямое соприкосновение с металлом, нагреваемым при сварке до высоких, вплоть до плавления, температур, происходит активная сублимация льда с погло-

щением большого количества теплоты. Не успевший испариться в результате сублимации сухой лед вступает в соприкосновение со сварочной ванной, где, реагируя с жидким металлом, моментально исчезает, т. е. сварочная ванна оказывается как бы окаймленной низкотемпературным твердым сухим льдом. Взаимодействие прилегающего к сварочной ванне металла с сухим льдом уменьшает размеры высокотемпературных участков, в которых возможно активное развитие пластических деформаций (рис. 1).

Таким образом, при сварке под слоем сухого льда тонколистового металла с использованием технологии, предусматривающей дополнительное охлаждение льдом остывающего металла шва и металла зоны термического влияния на высокотемпературных участках, можно получать сварные соединения и конструкции без каких-либо остаточных деформаций. Применение сухого льда в качестве интенсивного охладителя возможно при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, другими способами сварки плавлением. Заметное повышение в этом случае скорости охлаждения тонколистового металла сказывается на его структуре и свойствах (в данной статье этот вопрос не рассматривается). Естественно, что сварка с сухим льдом может быть использована только для металла, не склонного при резком охлаждении к образованию хрупких закалочных структур, трещин и других дефектов.

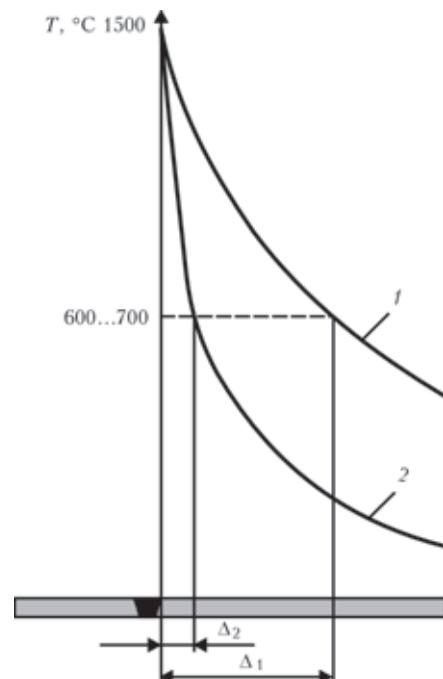


Рис. 1. Схема распределения максимальных температур нагрева металла (стали) при сварке в углекислом газе обычным способом (1) и под слоем сухого льда (2): Δ_1 и Δ_2 — ширина участков металла, нагреваемых до температуры свыше 600...700 °С при сварке без сухого льда и с сухим льдом соответственно

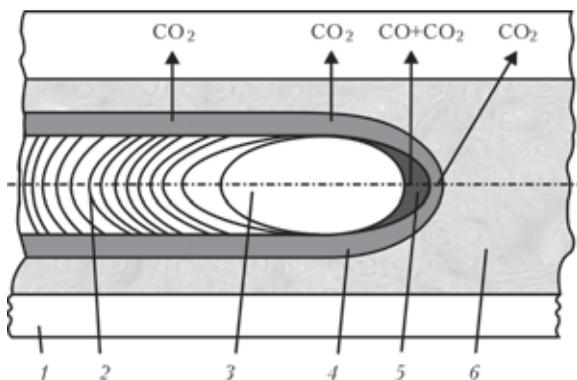


Рис. 2. Схема образования защитной газовой фазы при дуговой сварке под слоем сухого льда: 1 — основной металл; 2 — шов; 3 — сварочная ванна; 4 — участки соприкосновения слоя сухого льда с поверхностью нагреваемого при сварке до высоких температур металла; 5 — зона взаимодействия металла сварочной ванны с сухим льдом; 6 — слой сухого льда

Эксперименты по сварке под слоем сухого льда позволили выявить важное для дальнейших исследований явление — количество образующихся в зоне сварки газов является вполне достаточным для ее надежной защиты от воздуха. Причем состав газовой фазы представляет собой не чистый углекислый газ, а его смесь с оксидом углерода (рис. 2). Образование газовой фазы подобного состава можно объяснить следующим образом.

Углекислый газ образуется в результате сублимации части слоя сухого льда, непосредственно прилегающей к поверхности нагреваемого при сварке металла. С повышением температуры металла скорость испарения льда многократно возрастает и достигает максимума при температурах, близких к температуре его плавления. Поскольку основная масса льда испарится не успевает, его большая часть в процессе сварки «сползает» на близлежащую высокотемпературную часть сварочной ванны, где вступает в прямое контактное взаимодействие с находящимся в постоянном движении расплавленным металлом. Происходит почти мгновенная сублимация льда с выделением в ограниченном пространстве огромного количества углекислого газа, приводящая к резкому возрастанию его концентрации и парциального давления в сфере соприкосновения жидкой и газовой фаз. Это моментально вызывает высокоскоростное и полномасштабное протекание реакции $Fe_{ж} + CO_2 = FeO_{ж} + CO$. Образующийся в большом количестве оксид углерода, а также остатки не вступившего в реакцию углекислого газа формируют, совместно с углекислым газом сублимирующего сухого льда, соприкасающегося с горячей поверхностью твердого металла, защитную газовую фазу зоны сварки. Выполненные исследования дают основание предполагать, что содержание оксида углерода как продукта рассматриваемой реакции в зоне дуги при сварке стали под слоем сухого льда может достигать

60...70 %. При взаимодействии с воздухом оксид углерода реагирует с кислородом, преобразуясь обратно в углекислый газ.

Процесс дуговой сварки в смеси оксида углерода с углекислым газом существенно отличается (и это нашло подтверждение при экспериментальных исследованиях) от процесса сварки в одном углекислом газе. При сварке в смеси наблюдается стабильное мягкое горение дуги без чрезмерного разбрызгивания расплавленного металла, грубошершчатая поверхность сварного шва отсутствует. Процесс сварки подобен сварке в смеси аргона с углекислым газом. Сварке под защитой одного оксида углерода свойственно устойчивое горение дуги и хорошее формирование и внешний вид шва [3].

Изменение характера горения дуги и вида переноса капель электродного металла при сварке в смеси оксида углерода с углекислым газом связано с низкой концентрацией углекислого газа в смеси. Присутствие в дуговом пространстве большого количества оксида углерода препятствует диссоциации углекислого газа, вызывающей интенсивное охлаждение плазмы дуги и сжатие ее активных пятен и как следствие крайне неблагоприятное расположение действующих на каплю электродного металла сил, в первую очередь силы пинч-эффекта, реактивной силы давления паров металла и силы давления плазменных потоков дуги. Большая концентрация оксида углерода в газовой фазе в определенной степени тормозит проходящие в зоне сварки окислительные процессы.

На основании результатов выполненных исследований в соавторстве с сотрудниками Беларускаго нацыянальнага тэхнічнага ўніверсітэта разрабтан прынцыпальна новы спосаб дуговой сварки плавящимся электродом — сварка под сухим льдом [4]. Механизованная и автоматическая дуговая сварка плавящимся электродом под сухим льдом проводится без внешней газовой и шлаковой (флюсовой) защиты (рис. 3). Основоплагающими сварочными материалами являются твердый диоксид углерода и содержащая раскислители сварочная проволока.

Наплавка валиков и сварка стыковых и тавровых соединений из низкоуглеродистой и низколегированной сталей средней толщины с применением твердого диоксида углерода по ГОСТ 12162-77 и проволоки марки Св-08Г2С по ГОСТ 2246-70 показали спокойное горение дуги с минимальным разбрызгиванием расплавленного металла, хорошее формирование и внешний вид шва, отсутствие в сварных соединениях пор, твердых включений и других недопустимых дефектов (рис. 4). Швы сварных соединений характеризуются высокими механическими свойствами: сопротивление разрыву σ_B составляет 580...620 МПа, относительное удлине-

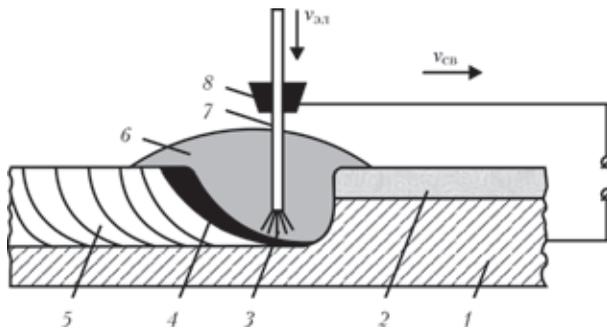


Рис. 3. Схема дуговой сварки под слоем сухого льда: 1 — основной металл; 2 — слой сухого льда; 3 — дуга; 4 — сварочная ванна; 5 — шов; 6 — газовая защита зоны сварки; 7 — электродная сварочная проволока; 8 — токосъемный наконечник (токоподвод)

ние δ_5 23...27 %, ударная вязкость при нормальной температуре KCU 135...160 Дж/см². При сварке тонколистовой стали наблюдалось уменьшение остаточных сварочных деформаций в 5...10 раз.

Техника и технология сварки под сухим льдом отличаются от сварки в углекислом газе, что обусловлено особенностями формирования защитной газовой фазы в зоне дуги и спецификой ведения сварочного процесса. Следует также учитывать заметное действие на сварочную ванну силы давления углекислого газа, образующегося при взрывной высокотемпературной сублимации сухого льда на поверхности жидкого металла. Сварка стыковых, угловых и дуговых точечных швов может осуществляться с использованием сухого льда в виде брикетов, пластин и гранул различных размеров, получаемых в том числе при дроблении и измельчении исходных материалов. Подготовленный к сварке лед выкладывается предварительно на всю длину сварного соединения слоем определенной толщины и ширины или вводится «под дугу». В обоих случаях может иметь место схема сварки, при которой сухой лед дополнительно подается позади дуги на заданные участки остывающего сварного шва и/или металла ЗТВ. Подобная схема процесса представляет интерес для однопроходной бездеформационной сварки тонколистового металла и многопроходной сварки металла средней и большой толщины, когда требуется послойное охлаждение шва, например, при сварке аустенитной стали.

Механизированная и автоматическая сварка под сухим льдом осуществляется с применением обычного сварочного оборудования. При этом используются упрощенные конструкции сварочных горелок и гибких шлангов, поскольку отпадает необходимость подвода защитного газа через горелку в зону сварки. Баллоны с защитным газом и газовую аппаратуру заменяет простой термостат с сухим льдом.

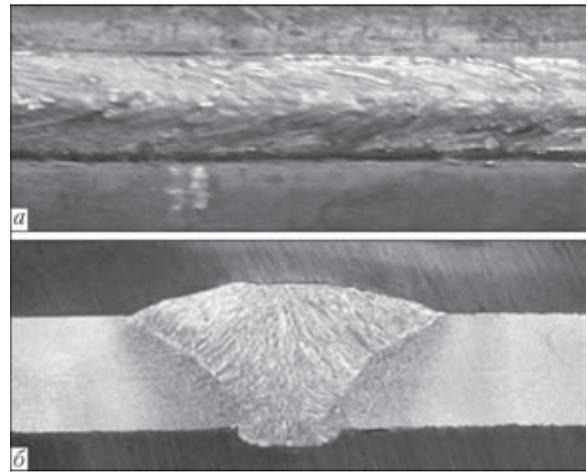


Рис. 4. Внешний вид (а) и макрошлиф (б) сварного соединения, полученного при механизированной сварке под сухим льдом низколегированной стали толщиной 6 мм

Выводы

1. Сухой лед способен непосредственно участвовать в процессе дуговой сварки, выполняя важные технологические и металлургические функции, обеспечивая стабильное протекание самого процесса и получения качественных сварных соединений. Это дает основание считать его полноценным сварочным материалом, пригодным для успешного применения в сварочном производстве.

2. Разработанный принципиально новый способ сварки плавящимся электродом — сварка под сухим льдом IMAW (Ice Metal Arc Welding), не требующий газовой и шлаковой защиты и выполняемый с применением обычного сварочного оборудования, может быть использован при изготовлении, ремонте и монтаже стальных конструкций и сооружений.

3. Сухой лед в качестве сварочного материала применим при ручной дуговой сварке покрытыми электродами и других способах сварки плавлением, а также при выполнении наплавочных работ и резке металлов.

1. Жизняков С. Н. Правильный выбор и подготовка сварочных материалов — основа эффективного производства сварочных работ // Сварщик в Белоруссии. — 2013. — № 1. — С. 32–38.
2. Пантелеенко Ф. И., Жизняков С. Н., Хейдари Монфаред А. Минимизация деформаций при аргонодуговой сварке тонколистовой аустенитной стали локальным охлаждением высокотемпературной области // Перспективные материалы и технологии / Под ред. В. В. Клубовича. — Витебск: УО «ВГТУ», 2013. — С. 172–187.
3. Новожилов Н. М. Основы металлургии дуговой сварки в газах. — М.: Машиностроение, 1979. — 231 с.
4. Дуга и лед. Новый способ дуговой сварки плавящимся электродом / С. Н. Жизняков, Ф. И. Пантелеенко, Д. И. Викторовский, Н. И. Урбанович // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка: Сб. докл. 8 Междунар. симп. Минск, 10–12 апр. 2013 г. — В 2 ч. Ч. 2 — Минск: Белрус. наука, 2013. — С. 347–349.

Поступила в редакцию 21.12.2013



ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Костин В. А. (Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 25 марта 2014 г. докторскую диссертацию на тему «Закономерности структурообразования сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей, полученных дуговой сваркой».

Диссертация посвящена изучению закономерностей и кинетики структурообразования сварных соединений ВМНЛ сталей с различными механизмами упрочнения. Исследованы судостроительные стали 12ХН2МДЦ, 10ХСНД, 14ХГНДЦ с преимущественно твердорастворным механизмом упрочнения; строительные стали 06ГБД, 10Г2ФБ, 15ХСАТЮД с дисперсионным механизмом упрочнения, стали для магистральных трубопроводов Х70 КП + УО и Х80 КП + УО с дисперсионным и зернограничным механизмом упрочнения; высокопрочные конструкционные стали WELDOX 1300 с «сложным» механизмом упрочнения.

Сварные соединения были получены с применением различных способов дуговой сварки (ручной дуговой сварки, автоматической сварки под флюсом и механизированной сварки в среде защитных газов).

В работе изучалось влияние процессов структурообразования на обеспечение механических свойств, хладостойкости, высокого сопротивления хрупкому разрушению и образованию холодных трещин. На основе экспериментального и теоретического анализа процессов распада аустенита в сварных соединениях ВМНЛ предложены новые

материаловедческие подходы к выбору оптимальных режимов сварки и сварочных материалов.

Установлено различие в характере влияния элементов ограниченно (Ti) и неограниченно (Mn) растворимых в железе на формирование структуры металла шва, приведены диаграммы распада аустенита, температуры фазовых превращений, уточнена роль и механизмы влияния неметаллических включений на формирование структуры металла швов ВМНЛ сталей твердорастворного упрочнения.

Установлены причины деградации свойств (снижения прочности, ударной вязкости, образование холодных трещин) сварных соединений ВМНЛ судостроительных, строительных сталей, трубных сталей для магистральных трубопроводов и предложены практические методы их преодоления. Предложены механизмы, объясняющие образование локальных зон охрупчивания в участках повторного нагрева, механизмы комплексного влияния системы Mo + Ti + V, обеспечивающие высокую ударную вязкость сварных соединений ВМНЛ сталей и причины снижения свойств при использовании сварочных проволок системы легирования Nb--Mo.

Получили дальнейшее развитие представления о механизмах превращения аустенита в сварных швах ВМНЛ сталей, предложены расчетные методы и реализованы компьютерные программы, позволяющие прогнозировать структурно-фазовый состав, температуры фазовых превращений и механические свойства, исходя из состава, скорости охлаждения, размера первичного зерна аустенита, размеров и количества неметаллических включений. Получил дальнейшее развитие критерий оценки стойкости сварных швов ВМНЛ сталей к образованию холодных трещин.

СОТРУДНИЧЕСТВО УЧЕНЫХ И ПРОИЗВОДИТЕЛЕЙ

25 декабря 2013 г. в Институте электросварки им. Е. О. Патона состоялось техническое совещание на тему «Совместные работы ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины и ГП «КБ «Южное», направленные на создание новых конструкторско-технических решений для перспективных изделий РКТ». Оно проходило с целью мониторинга выполнения работ согласно плану совместной научно-исследовательской деятельности ГП «КБ Южное» и научных организаций НАН Украины на 2013 г. и является частью Генерального соглашения о научно-техническом сотрудничестве между На-

циональной академией наук Украины и ГП «Конструкторское бюро «Южное».

На совещании от ГП «КБ «Южное» присутствовали: Генеральный конструктор А. В. Дегтярев, заместители Генерального конструктора А. П. Кушнарев и Е. В. Курячий, а также Н. Г. Литвин, Е. Д. Ерис, Е. И. Шевцов, С. К. Фартушный, А. А. Прокопчук, В. А. Шульга, А. М. Потапов, Ю. П. Бунчук, от ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины: зам. директора академик НАНУ С. И. Кучук-Яценко, зам. директора академик НАНУ Л. М. Лобанов, зам. директора академик НАНУ К. А. Ющенко,



зам. директора академик НАНУ И. В. Кривцун, чл.-кор. В. М. Нестеренков, В. Д. Шелягин, Ю. В. Фальченко, О. В. Махненко, С. В. Ахонин, Ю. С. Борисов, Т. М. Лабур.

На встрече были проанализированы результаты исследований и разработок перспективных способов сварки конструкций элементов РКТ, выполненных специалистами ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. В частности, особенности контактной стыковой сварки оплавлением разнородных алюминиевых сплавов, которые применяются в силовом наборе сухих отсеков РН прежде всего силовых элементов типа «фитинг-стрингер», а также перспектива использования лазерной сварки для изготовления охлаждающихся сопел двигателей, внутренних стенок камер двигателя, особенно при соединении разнородных материалов.

Большой интерес у специалистов КБ «Южное» вызвала технология соединения углерод-углеродных композиционных материалов с металлами, в частности, с титаном. Подобные материалы используют в качестве защитных панелей от солнечного нагрева носовой части фюзеляжа и передних кромок крыльев летательных аппаратов. Ранее углерод-углеродные элементы конструкции теплозащиты использовали в виде отдельных деталей с их последующим механическим креплением к силовой конструкции планера. В качестве промежуточных применяли детали из ниобиевого сплава и жаростойких литейных сплавов на никелевой основе. Из них изготавливали кронштейны. Для хорошей совместимости углеродных деталей с указанными металлами последние имели соответствующие покрытия. С целью снижения массы конструкции теплозащитных панелей предпочтительно использовать жаростойкие сплавы. При температурах эксплуатации до 1200 °С такие сплавы характеризуются высокой способностью сохранять свои функциональные свойства. Перспективу получения ряда технических преимуществ этих защитных панелей по сравнению с механическими вариантами соединения открывает использование технологии соединения таких материалов диффузионным методом. При этом достигаются достаточно высокий уровень физико-механических свойств соединений при температурах эксплуатации и сравнительно высокая технологичность.

Известно, что повышение функциональности изделий со сложными внутренними 3D структурами неразрывно связано с применением трехслойных сотовых панелей. Подобная конструкция обеспечивает герметичность деталей, состоящих из отдельных структурированных и пакетирован-

ных пластин. Панели получают путем неразъемного соединения отдельных конструктивных компонентов по всей поверхности их контакта пайкой или диффузионным способом. В связи с этим на встрече обсуждался вопрос разработки новой технологии и оборудования сварки легких сотовых панелей. Применение прослоек с наноструктурой при их соединении позволит избежать появления жидкой фазы, способной заполнять полые пространства. Для гарантии их функциональных свойств необходимо соединять штампованные элементы заполнителя между собой нахлесточными швами, а тавровыми швами приваривать к плоскости обшивки.

Одним из актуальных вопросов, рассмотренных на встрече, был вопрос использования технологии лазерной сварки для создания стрингерных панелей и оболочек с внешним или внутренним оребрением. В ходе анализа технологических возможностей данного способа сварки были затронуты особенности его применения и в конструкциях других узлов РКТ, которые разрабатываются в КБ «Южное». Для обоснования перспективных способов сварки типовых элементов топливных баков и сухих отсеков было предложено провести комплексный анализ их преимуществ и недостатков. Среди них сварка трением с перемешиванием, контактная стыковая, лазерная и гибридные виды сварки.

Еще одной важной задачей при производстве РКТ является обеспечение бесконтактного автоматизированного контроля качества узлов из полимерных композиционных материалов. Такая работа предполагает разработку методов и средств автоматизированного ультразвукового контроля сплошности узлов цилиндрической формы из полимерных материалов. Это также рассматривалось на техническом совещании.

В ходе обсуждения проблемных вопросов были уточнены отдельные положения по материалам, используемым в данных конструкциях, а также способам сварки и методам контроля качества соединений. Представители ГП «КБ Южное» подтвердили необходимость развития двухстороннего сотрудничества с целью создания новых перспективных изделий РКТ, а также предложили расширить круг проблемных вопросов. ИЭС им. Е. О. Патона подтвердил готовность выполнить экспериментальную работу по сварке и наплавке материалов, используемых в конструкциях РКТ.

По результатам встречи был подготовлен протокол намерений, который от ГП «КБ «Южное» подписали Генеральный конструктор А. В. Дегтярев, а от ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины – зам. директора академик НАНУ Л. М. Лобанов.

ПОДПИСКА — 2014 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена стоимость доставки заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информ-наука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте www.patonpublishinghouse.com.

По подписке доступны выпуски журнала, начиная с 2009 г. в формате *.pdf.

Подписка возможна на отдельные выпуски и на весь архив, включающий все выпуски за 2009–2013 гг. и текущие выпуски 2014 г.

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
 - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
 - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
 - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
 - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
 - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- Технические требования к рекламным материалам**
- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации
- **Все файлы в формате IBM PC**
- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi
- **Стоимость рекламы и оплата**
- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок
- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Подписано к печати 26.03.2014. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 17,05. Усл.-отт. 18,2. Уч.-изд. л. 20,00 + 2 цв. вклейки. Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

Мы делаем мир лучше! Фильтровентиляционное оборудование из Германии*

Благодаря современным методам фильтрации воздуха мы делаем мир чище и, следовательно, лучше! Решения немецкой компании ТЕКА GmbH обеспечивают здоровый внутренний климат в промышленных цехах, вносят существенный вклад в снижение затрат на электроэнергию и отопление, и, тем самым, уменьшают воздействие CO₂ на окружающую среду.

Фильтровентиляционные системы и установки ТЕКА GmbH имеют сертификат класса «W3» (высоколегированная сталь) Немецкого института по охране труда IFA. Сертификатом подтверждается, что частицы пыли и дым при сварке высоколегированных сталей удаляются с эффективностью очистки воздуха более чем 99 %. Очищенный теплый воздух возвращается в рабочую область, снижая тем самым затраты на отопление.

Лучшим агрегатом в классе мобильных фильтровентиляционных установок является **CARTMASTER**, сертифицированный IFA.

Это вытяжной и фильтровентиляционный агрегат для сложных условий работ, сопровождающихся сильным выделением дыма: он пригоден для очистки воздуха при работе со всеми видами металлов, разработан специально для рециркуляции воздуха.

Загрязненный воздух охватывается всасывающей воронкой (или другим улавливающим элементом) и транспортируется по рукаву (воздуховоду) в систему фильтрации. Частицы пыли осаждаются на поверхности встроенного фильтр-патрона. На фильтрующий патрон нанесено специальное покрытие, благодаря которому реализуется принцип поверхностной фильтрации, частицы оседают на поверхности фильтрующей среды.

Насыщение фильтр-патрона контролируется автоматически. Как только сопротивление, возникающее из-за отложения пыли на фильтр-патроне, достигает своей максимально заданной величины, автоматически запускается очистка фильтр-патрона.

Благодаря встроенной системе пневматической очистки, сжатый воздух распределяется равномерно по всей фильтрующей поверхности. За счёт этого пыль сбивается со всего фильтр-патрона. Очищенный воздух отсасывается вентилятором и возвращается через выдувную сетку на задней стороне установки обратно в рабочее помещение. Cartmaster доступен также в стационарном исполнении.

В соотношении «Цена — Производительность» лидирующую позицию занимает мобиль-



* Статья на правах рекламы.



ный фильтровентиляционный агрегат **FILTOO**, который эффективен для удаления сварочного дыма, пыли и дыма от резки, работы лазера, при шлифовке и пр. Он имеет четырехступенчатую систему фильтрации, включая фильтр с активированным углём.



Из класса центральных систем следует обратить внимание на систему **AIRTECH**, предназначенную для очистки воздуха на промышленных предприятиях с высокой концентрацией дыма.

Установка успешно прошла проверку, проведенную институтом IFA на соответствие норме DIN EN ISO 150121, и получила сертификат IFA. Загрязненный воздух улавливается на высоте 3...4 м, втягивается через решетки и очищается. Эффективность очистки картриджей более



99%! Воздухораспределительные сопла выбрасывают уже очищенный воздух обратно в рабочее помещение, благодаря чему можно экономить энергию и легко и глубоко дышать!

Явными преимуществами фильтровентиляционной системы **AIRTECH** является оптимальный режим работы (большие сроки эксплуатации фильтров при эффективном отсосе), простота управления и техобслуживания. Установка отличается чрезвычайной гибкостью расположения, т. к. не требует установки дополнительных воздуховодов.

Компания «ДельтаСвар» является официальным дистрибьютором ТЕКА в России.

Наши специалисты проконсультируют Вас по всем вопросам относительно фильтровентиляционного оборудования, организации рабочего места сварщика и средств индивидуальной защиты. Мы подберем для Вас необходимое оборудование, осуществим доставку и монтаж оборудования, оснастим Ваше сварочное производство «под ключ».

Ильиных Алёна Андреевна,
руководитель направления

«Фильтровентиляционное оборудование и средства защиты сварщика»



ООО «ДельтаСвар»
620141, г. Екатеринбург, ул. Завокзальная, 29
тел.: +7 (343) 384-71-72 многоканальный
тел./факс: +7 (343) 287-41-52
E-mail: info@deltasvar.ru, www.DeltaSVAR.ru



Б. В. Данильченко – 75



В апреле 2014 г. исполнилось 75 лет доктору технических наук, профессору, лауреату Государственной премии СССР и Премии Совета Министров СССР, бывшему заведующему отделом ИЭС им. Е. О. Патона и заместителю директора НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» Борису Васильевичу Данильченко.

После окончания в 1961 г. Киевского политехнического института по специальности «Технология и оборудование сварочного производства» Б. В. Данильченко начал работать в Институте электросварки им. Е. О. Патона. Здесь он прошел путь от инженера до заведующего отделом наплавочных материалов и технологий наплавки металлов.

Основным направлением научных исследований Б. В. Данильченко являлось изучение физико-металлургических процессов сварки и наплавки износостойких покрытий и жаропрочных сталей и сплавов.

Б. В. Данильченко в соавторстве с другими учеными и специалистами разработал, запатентовал и довел до промышленного производства 21 марку порошковых проволок, лент и гранулированных порошков для наплавки и металлизации. Усовершенствовал конструкцию и создал магнитоэрикссионный стенд, разработал методику испытаний и провел исследования, связанные с выбором оптимального состава наплавленного металла, стойкого к эрозионному разрушению.

Системные исследования по повышению износостойкости позволили разработать и внедрить в промышленное производство технологии наплавки штампов горячей штамповки, валков пильгерстанов, рабочих лопаток паровых турбин, горнорудного оборудования, деталей сельхозтехники. В 1973 г. он защитил кандидатскую диссертацию.

С 1981 по 1986 гг. Б. В. Данильченко руководил научным отделом, в котором принимал непосредственное участие в исследовании новой системы наплавочных материалов, легированных ниобием, проводил реконструкцию оборудования для плавки и грануляции тугоплавких соединений с карди-

нальным изменением технологии их получения, участвовал в разработке технологии наплавки тонких листов порошковыми лентами. Обобщенные результаты исследований износостойкости наиболее распространенных сплавов системы легирования углерод–хром–железо, позволившие качественно прогнозировать сроки эксплуатации наплавленных быстроизнашивающихся деталей, легли в основу защищенной Б. В. Данильченко в 1992 г. докторской диссертации.

За комплекс работ по созданию специализированного завода по упрочнению и восстановлению деталей горнорудного оборудования методами наплавки и напыления на металлургическом комбинате в городе Навои Б. В. Данильченко был удостоен Государственной премии СССР в 1984 г. В том же году за работу по созданию технологии электроконтактной приварки к деталям сельхозтехники износостойких материалов он в составе авторского коллектива был удостоен Премии Совета Министров СССР.

С 1986 по 1998 гг. Б. В. Данильченко был заместителем директора по науке и промышленной деятельности НТК «ИЭС им. Е. О. Патона», ответственным за обеспечение передачи и поставку в серийное производство современных сварочных аппаратов и установок на привлекаемых к работе комплекса предприятий Минстанкопрома, Минэлектротехпрома, Минагропрома и др.

С марта 1995 г. Б. В. Данильченко – профессор кафедры ремонтного производства и материаловедения, а также член специализированного ученого совета Украинского транспортного университета.

Он является автором 128 публикаций, 40 авторских свидетельств СССР и 7 патентов Украины, был награжден Почетной грамотой Президиума Верховного Совета СССР и почетным знаком НАН Украины.

С 1998 г. до выхода на пенсию Б. В. Данильченко работал референтом в Верховной Раде Украины, где при его непосредственном участии был разработан Закон Украины «О научной и научно-технической деятельности».

Б. В. Данильченко является членом Международного союза писателей, автором трех сборников стихов.

Ю. С. ВАСИЛЬЕВУ – 70



В апреле 2014 г. исполнилось 70 лет кандидату технических наук, старшему научному сотруднику отдела оптимизации сварных конструкций новой техники Института электросварки им. Е. О. Патона Юрию Степановичу Васильеву.

Свою трудовую деятельность он начал на Московском автозаводе. После окончания Московского автодорожного института в 1966 г. был направлен на работу на «Уралвагонзавод» в Нижний Тагил, где сочетал работу инженера передвижной лаборатории прочности с исследовательской и конструкторской деятельностью.

С 1971 г. Ю.С.Васильев работает в Институте электросварки им. Е.О.Патона, где прошел путь от инженера до заведующего лабораторией и старшего научного сотрудника отдела оптимизации сварных конструкций новой техники.

Ю. С. Васильев является специалистом в области технологий склеивания металлов и компо-

зиционных материалов. При его непосредственном участии созданы и внедрены на предприятиях клеесварные технологии формирования элементов тонколистовых транспортных конструкций, разработаны клеевые композиции для клеесварных и клеемеханических соединений, металлокомпозитные муфты для продления ресурса действующих трубопроводов, созданы легкие конструкции из полимерных композиционных материалов.

Разработанные клеевые композиции и технологические способы склеивания защищены авторскими свидетельствами и патентами, а по материалам их разработок и исследований опубликовано более 40 работ. В 1990 г. им была защищена кандидатская диссертация на тему «Технология контактной точечной сварки низкоуглеродистых сталей по слою клея на полиуретановой основе».

В последние годы Ю. С. Васильев занимается усовершенствованием клеесварной технологии восстановления подшипниковых узлов крупногабаритных металлических конструкций. Выполняет работы по внедрению технологий создания клеесоединенных соединений на предприятиях Украины.

Сердечно поздравляем юбиляров, желаем им крепкого здоровья, творческих успехов и благополучия!



ПАМЯТИ Л. С. КИРЕЕВА



На 69-м году после тяжелой и продолжительной болезни ушел из жизни доктор технических наук, известный специалист в области сварки в твердой фазе титана и его сплавов Леонид Сергеевич Киреев.

В Институте электросварки им. Е. О. Патона Л. С. Киреев работал с 1969 г., где прошел путь от лаборанта отдела физико-металлургических проблем сварки титановых сплавов и диффузионной сварки металлических материалов до ученого секретаря института, руководителя научно-организационного отдела.

Основным направлением научной деятельности Л. С. Киреева являлось исследование в области сварки в твердой фазе титана и его сплавов с другими металлами, разработка специализированного оборудования.

В период с 1990 до 2013 гг. Л. С. Киреев работал в должности ученого секретаря института, принимал непосредственное участие в формиро-

вании тематики научно-исследовательских работ для их включения в программы различного уровня. Он осуществлял систематический контроль за своевременным и качественным исполнением утвержденных Отделением физико-технических проблем материаловедения НАН Украины тематических планов.

Свой богатый научный и жизненный опыт Л. С. Киреев неустанно и щедро передавал молодым сотрудникам, помогал им советом и делом в подготовке и защите диссертаций. Руководил организацией международных молодежных конференций, курировал работу с молодыми специалистами, аспирантами, докторантами, соискателями, стажерами и практикантами. В течение многих лет участвовал в работе специализированного ученого совета при ИЭС им. Е. О. Патона по защите докторских и кандидатских диссертаций.

Л. С. Киреевым опубликовано 90 научных работ, в том числе шесть монографий; он является соавтором паспорта по специальности 05.03.06 «Сварка и родственные процессы и технологии».

Выражаем глубокие соболезнования родным и близким по поводу кончины Л. С. Киреева.

ПАМЯТИ А. А. КАЙДАЛОВА



На 66-м году жизни скоропостижно скончался доктор технических наук, международный инженер-сварщик, лауреат Премии Совета Министров СССР, вице-президент Общества сварщиков Украины, известный специалист в области технологии электронно-лучевой сварки и упрочнения поверхности Анатолий Андреевич Кайдалов.

После окончания в 1971 г. Харьковского государственного университета им. А. М. Горького по специальности «Радиофизика и электроника» А. А. Кайдалов работал в Институте электросварки им. Е. О. Патона, где прошел путь от аспиранта до заведующего лабораторией.

Основное направление его научной деятельности было связано с разработкой и совершенствованием технологий электронно-лучевой сварки и технологий упрочнения поверхностей изделий. А. А. Кайдалов принимал непосредственное участие в разработке и внедрении технологий и обо-

рудования для электронно-лучевой сварки крупногабаритных изделий из толстолистовых сталей и титановых сплавов для предприятий авиа- и судостроительной промышленности, в создании программного и автоматического управления процессами электронно-лучевой сварки и термоупрочнения. Выполнил серию работ по разработке технологий электронно-лучевой сварки и термоупрочнения поверхности, разработал, в частности, технологию упрочнения металлорежущего инструмента плазменным разрядом в вакууме.

В последние годы А. А. Кайдалов сконцентрировал свое внимание на исследованиях в области резки и очистки поверхности конструкционных материалов, влиянии широкополосных ультразвуковых колебаний на качество сварных соединений и изделий.

Глубокие знания А. А. Кайдалова в различных областях сварочного производства снискали ему заслуженное признание и высокий авторитет среди сварщиков не только Украины, но и за рубежом.



Не так давно он был избран вице-президентом Общества сварщиков Украины и с присущей ему инициативой много сил и энергии отдавал проблемам профессиональной подготовки сварщиков, организации конкурсов профессионального мастерства с целью повышения престижа профессии сварщика. Благодаря его инициативе республиканские конкурсы стали международными, а сварщики Украины активно участвуют в зарубежных конкурсах в Беларуси, России, Чехии и Китае.

За огромную работу в этом направлении и творческий вклад в создание новейших сварочных технологий А. А. Кайдалов награжден Почетным знаком Общества сварщиков Украины «За личный вклад в развитие сварочного производства».

Светлую память о А. А. Кайдалове будут долго хранить в сердцах его родные, близкие, друзья и коллеги.

ПАМЯТИ В. А. БОГДАНОВСКОГО



На 80-м году ушел из жизни бывший директор НИЦ сварки и контроля в атомной энергетике Украины, лауреат Премии Совета Министров СССР, известный специалист в области дуговой сварки Валентин Александрович Богдановский.

Выпускник Киевского политехнического института В. А. Богдановский с 1958 по 1992 гг. проработал в ОКТЬ Института электросварки им. Е. О. Патона, пройдя путь от инженера до руководителя отдела технологии дуговой сварки. При его непосредственном участии активно внедрялся в промышленность способ дуговой сварки плавящимся электродом в среде углекислого газа, создавались технологии и оборудование для сварки суднокорпусных конструкций, шахтных вагонеток, полотнищ желез-

нодорожных цистерн, конструкций сельхозтехники и др.

С 1993 г. В. А. Богдановский возглавил НИЦ сварки и контроля в атомной энергетике, входящий в состав НТК «ИЭС им. Е. О. Патона». При его активном участии разработаны и внедрены в производство на Запорожской атомной электростанции технологии и оборудование для изготовления металлических конструкций, предназначенных для сухого сохранения отработанного ядерного топлива; конструкций разных типов контейнеров для сохранения жидких и твердых радиоактивных отходов, а также технологий и оборудования для их изготовления.

В. А. Богдановский награжден юбилейными медалями СССР, орденом «Знак Пошани», почетным знаком НАН Украины «За профессиональные достижения».

Добрая память о В. А. Богдановском сохранится в сердцах тех, кто его знал и работал с ним.