Международный научно-технический и производственный журнал

Автоматическая сварка

№ 1 (705)
Январь 2012

Издается с 1948 года

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:
Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко, А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко, В. И. Кирьян, И. В. Кривцун, С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.), Ю. Н. Ланкин, В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.), Л. М. Лобанов, А. А. Мазур, В. И. Махненко, О. К. Назаренко, В. Д. Позняков, И. К. Походня, И. А. Рябцев, Б. В. Хитровская (отв. секр.), В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
В. И. Лысак (Россия)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Г. А. Туричин (Россия)
Чжан Янмин (Китай)
Д. фон Хофе (Германия)

УЧРЕДИТЕЛИ:
Национальная академия наук Украины, ИЭС им. Е. О. Патона, МА «Сварка»

ИЗДАТЕЛЬ:
МА «Сварка»

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj
URL: www.rucont.ru

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

Свидетельство о государственной регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

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

За содержание рекламных материалов редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Черкашин А. В., Миходуй О. Л., Кондратенко И. П. Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений 3

Махненко В. И., Великоивaненко Е. А., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И., Олейник О. И. Риск отказа при утонении стенки магистрального трубопровода в зоне кольцевых сварных швов при наличии изгибающих моментов вдоль оси трубопровода 8

Кироц В., Гуменюк А., Ретмайер М. Особенности лазерной сварки аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющих сталей с высоким содержанием марганца 12

Прилуцкий В. П., Руханский С. Б., Ахонин С. В., Гадзыра Н. Ф., Давидчук Н. К. Повышение износостойкости титана аргонодуговой наплавкой 18

Хохлова Ю. А., Федорчук В. Е., Хохлов М. А. Комбинированный диффузионный способ соединения биметаллических элементов теплообменной системы 21

Пулька Ч. В., Шаблий О. Н., Сенчишин В. С., Шарык М. В., Гордань Г. Н. Влияние вибраций детали в процессе наплавки на структуру и свойства металла 27

Харченко Г. К., Фальченко Ю. В., Федорчук В. Е., Григоренко С. Г., Руденко М. М. Изготовление переходников нержавеющая сталь — алюминий способом сварки давлением в вакууме 30

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Жерносеков А. М. Тенденции развития управления процессами переноса металла в защитных газах (Обзор) 33

Жудра А. П., Ворончук А. П. Наплавочные порошковые ленты (Обзор) 39

Иванов Г. А., Прончева В. Н. Компьютерная система расчета норм расхода сварочных материалов на изготовление и ремонт стальных трубопроводов 45

Вигилянская Н. В., Борисов Ю. С., Демьянов И. А. Газотермическое напыление псевдосплавных покрытий (Обзор) 48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Бурлаченко А. Н., Борисов Ю. С. Влияние поверхностно-активных веществ на фазообразование в процессе получения методом механохимического синтеза порошков системы Al–Cu–Fe для газотермических покрытий 56

Диссертация на соискание ученой степени 59

Новые книги 26, 38, 60

ХРОНИКА

Семинар профессора Жан-Марка Олив 61

Международная конференция в Москве 62

К 90-летию со дня рождения Г. И. Лескова 63

И. К. Походне — 85 65

И. Гривняку — 80 66

А. Я. Ищенко — 80 67

А. А. Мазуру — 75 68

А. К. Царюку — 75 68

ИНФОРМАЦИЯ 70

Календарь конференций и выставок в 2012 г. (сварка и родственные технологии)

© НАН Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАНУ, МА «Сварка», 2012

International Scientific-Technical and Production Journal

Avtomaticheskaya Svarka

№ 1 (705)
January 2012
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

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

PUBLISHER:
International Association «Welding»

Address of Editorial Board:
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj
URL: www.rucont.ru

Editors:
E. N. Kazarova, T. V. Yushtina
Electron galley:
I. R. Naumova, A. I.Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Lobanov L. M., Pashchin N. A., Cherkashin A. V., Mikhoduy O. L., Kondratenko I. P. Efficiency of electrodynamic treatment of AMg6 aluminium alloy and its welded joints 3

Makhnenko V. I., Velikoivanenko E. A., Rozynka G. F., Pivtorak N. I., Oleynik O. I. Risk of failure during thinning of wall of main pipeline in the area of circumferential welded joints at the presence of bending moments along the axis of pipeline 8

Quiroz V., Gumenyuk A., Rethmeier M. Peculiarities of laser welding of austenite and austenite-ferrite stainless steels with high manganese content 12

Prilutsky V. P., Rukhansky S. B., Akhonin S. V., Gadzyra N. F., Davidchuk N. K. Increase of wear resistance of titanium using argon arc surfacing 18

Khokhlova Yu. A., Fedorchuk V. E., Khokhlov M. A. Combined diffusion method of joining bimetallic elements of heat exchange system 21

Pulka Ch. V., Shabliy O. N., Senchishin V. S., Sharyk M. V., Gordan G. N. Influence of vibrations of a part in the process of surfacing on metal structure and properties 27

Kharchenko G. K., Falchenko Yu. V., Fedorchuk V. E., Grigorenko S. G., Rudenko M. M. Manufacture of stainless steel – aluminium transition pieces using method of pressure welding in vacuum 30

INDUSTRIAL

Zhernosekov A. M. Tendencies of development of control of metal transfer processes in shielding gases (Review) 33

Zhudra A. P., Voronchuk A. P. Surfacing powder strips (Review) 39

Ivanov G. A., Proncheva V. N. Computer system for calculation of standards of consumption of welding consumables for manufacture and repair of steel pipelines 45

Vigilyanskaya N. V., Borisov Yu. S., Demyanov I. A. Thermal spraying of pseudo-alloyed coatings (Review) 48

BRIEF INFORMATION

Burlachenko A. N., Borisov Yu. S. Influence of surface-active substances on phase formation in the process of producing powders of Al–Cu–Fe system for thermal coatings using method of mechanic chemical synthesis 56

Thes for scientific degree 59

New books 26, 38, 60

NEWS

Seminar of Dr. Jean-Marc Olive 61

International Conference in Moscow 62

To the 90th birthday of G. I. Leskov 63

I. K. Pokhodnya is 85 65

Ivan Hrivnak is 80 66

A. Ya. Ishchenko is 80 67

A. A. Mazur is 75 68

A. K. Tsaryuk is 75 68

INFORMATION 70

The calendar of conferences and exhibitions in 2012 (welding and related technologies)

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

© NAS of Ukraine, PWI, International Association «Welding», 2012

УДК 621.791:669.71

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 И ЕГО СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Академик НАН Украины **Л. М. ЛОБАНОВ**, **Н. А. ПАЩИН**, канд. техн. наук, **А. В. ЧЕРКАШИН**, инж., **О. Л. МИХОДУЙ**, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины), **И. П. КОНДРАТЕНКО**, д-р техн. наук (Ин-т электродинамики НАН Украины)

На базе разработанной экспериментальной методики проведена оценка параметров импульсного тока и динамического давления при электродинамической обработке. Исследовано влияние зарядного напряжения и емкости конденсаторов на относительную эффективность электродинамической обработки. Установлено, что максимальные значения импульсного тока и скорость его нарастания прямо зависят от приложенного зарядного напряжения, а скорость нарастания динамического давления является степенной функцией импульсного тока.

Ключевые слова: сварные соединения, алюминиевый сплав, электродинамическая обработка, начальные напряжения, снижение сопротивления деформированию, относительная эффективность обработки, импульсный ток, динамическое давление, зарядное напряжение, емкость конденсаторов, сварочные напряжения

Электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на совместном импульсном воздействии электрического тока и динамической нагрузки на токопроводящие материалы, является перспективным методом регулирования напряженного состояния металлических конструкций [1].

До настоящего времени проводили исследования механизмов влияния ЭДО на напряженное состояние алюминиевых сплавов [2], конструкционных сталей [3, 4], а также сварных соединений из этих материалов. Изучали особенности изменения микро- и макроструктур [5], пластического деформирования [6] и остаточного формоизменения [7] металлов и сплавов под воздействием импульсного тока, инициируемого при ЭДО. Результаты исследований, представленных в работах [1–7], получены с использованием разработанной экспериментальной методики, основанной на растяжении плоских образцов «лопаточного» типа, их обработкой импульсами тока с текущим контролем падения усилия растяжения, которое принималось за оценочную характеристику ЭДО.

При этом изучению влияния таких параметров ЭДО, как значения импульсного электрического тока и динамического усилия, на эффективность этого процесса должного внимания не уделялось.

Цель настоящей работы — исследование эффективности электродинамического воздействия при обработке алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений в зависимости от электрических и динамических параметров ЭДО.

Для формирования импульса электрического тока использовали опытно-промышленную установку, представленную в работе [4]. Подвод импульсного тока к поверхности металла осуществлялся посредством медного электрода таким образом, что обрабатываемый образец включается в разрядную цепь емкостного накопителя энергии. При этом в процессе прохождения разрядного тока в обрабатываемом токопроводящем материале инициируются электроимпульсные процессы, связанные с механизмом электропластичности [1]. Кроме того, специальная конструкция электродного устройства передает в обрабатываемый материал ударное воздействие. Рабочий инструмент включает токопроводящий ударник *1* с полусферическим торцом (рис. 1). Конструктивные особенности инструмента позволяют изменять длину

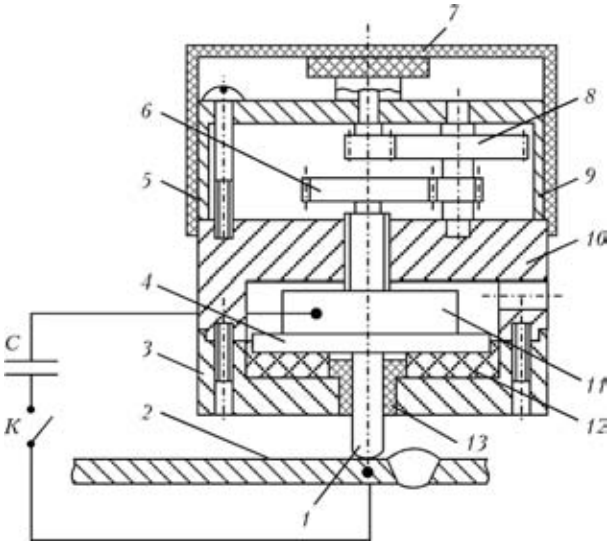


Рис. 1. Конструктивная схема рабочего инструмента для ЭДО: *1–13* — см. в тексте; *C* — батарея конденсаторов; *K* — коммутатор

© Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, А. В. Черкашин, О. Л. Миходуй, И. П. Кондратенко, 2012

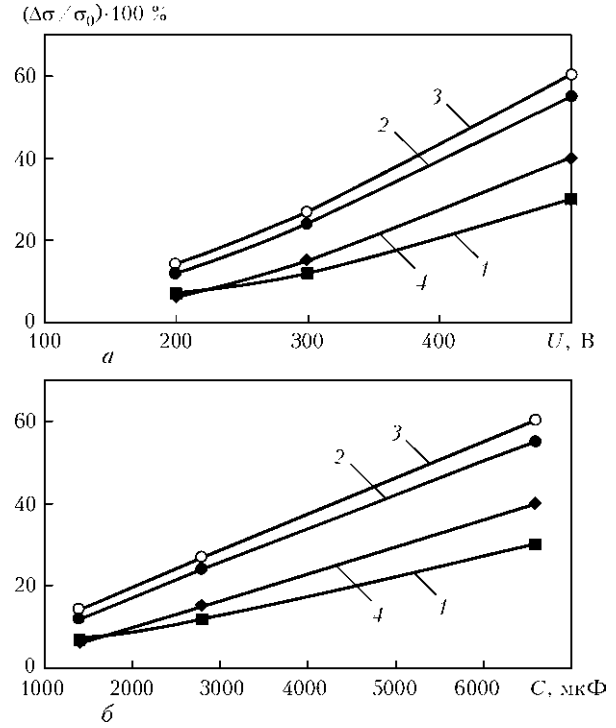


Рис. 2. Влияние зарядного напряжения U (*а*) и емкости батареи конденсаторов C (*б*) на относительную эффективность ЭДО $(\Delta\sigma/\sigma_0)\cdot 100$ % сплава АМг6 и его сварных соединений при различных значениях начального напряжения: *1* — σ_0 = = 55; *2*, *3* — 130; *4* — 270 МПа; *1*, *2*, *4* — ОМ; *3* — сварное соединение

вылета электрода *1* регулировочными шестернями *6*, *8* и винтом *7* относительно поверхности сварного соединения *2*, являющегося приемником электродинамического воздействия. В состав рабочего инструмента входит также катушка индуктивности *11*, включенная в разрядную цепь емкостного накопителя энергии и определяющая длительность токового импульса. Катушка располагается в рабочем инструменте над диском *4* из неферромагнитного материала. Взаимодействие магнитного поля катушки индуктивности и поля индуцированных токов, вызванных протеканием импульса тока по обмотке, приводит к возникновению электродинамической силы, стремящейся оттолкнуть диск от катушки, при этом токопередающий электрод, жесткосвязанный с диском, передает электродинамическое воздействие на поверхность обрабатываемого материала. Суперпозиция электропластического и динамического процессов при прохождении импульсного тока через обрабатываемое изделие определяет интенсивность электродинамического воздействия.

Корпусные детали рабочего инструмента (*3*, *5*, *9*), входящие в состав рабочего инструмента, обеспечивают необходимую жесткость конструкции, а демпфирующий *12* и направляющий *13* элементы снижают негативное влияние ударного воздействия диска на корпус *10*.

Следует отметить одну важную особенность ЭДО, заключающуюся в отличии характера электродинамического воздействия рабочего инструмента от характерных эпюр механического удара. Скорость нарастания динамического усилия в нашем случае определяется передним фронтом токового импульса и, очевидно, может управляться аппаратно.

Для оценки влияния параметров ЭДО на эффективность процесса проводили обработку предварительно растянутых плоских образцов прямоугольного сечения из сплава АМг6 и его сварных соединений, которые вырезали поперек шва из пластин размерами 500×500×4 мм. Стыковые швы выполняли автоматической сваркой неплавящимся электродом в аргоне на установке АСТВ-2М при напряжении и токе соответственно 18 В и 220 А на скорости 14 м/ч.

Растяжение образцов выполняли на разрывной машине ЦДМ-10 с замкнутым силовым контуром и максимальным усилием растяжения 9800 Н при скорости деформации 0,1 мм/мин и температуре 293 К.

Изучали влияние электрических параметров процесса ЭДО, таких как зарядное напряжение U и емкость батареи конденсаторов C, на снижение сопротивления материала деформированию $\Delta\sigma$ (разность значений начальных напряжений σ_0 и после ЭДО $\sigma_{ЭДО}$). Для этого образцы основного металла (ОМ) и сварных соединений сплава АМг6 растягивали до заданного значения σ_0 и выполняли одиночный разряд тока с контролем падения напряжений до $\sigma_{ЭДО}$, задавая при этом различные значения U и C.

На первом этапе исследований измеряли значения $\Delta\sigma$ при дискретном возрастании зарядного напряжения U от 200 до 300 и 500 В при постоянном заряде конденсаторов C = 6600 мкФ. На втором этапе изменяли значение C, дискретно увеличивая его от 1400 до 2800 и 6600 мкФ, при неизменном U = 500 В. Значения σ_0 образцов задавали равными 55, 130 и 270 МПа. Зависимости влияния параметров U и C на относительную эффективность ЭДО $\Delta\sigma/\sigma_0$ представлены на рис. 2. Проанализировав зависимости $\Delta\sigma/\sigma_0 = f(U)$ при C = const (рис. 2, *а*) и $\Delta\sigma/\sigma_0 = f(C)$ при U = const (рис. 2, *б*), видно, что параметры U и C различны по степени влияния на сопротивление деформированию $\Delta\sigma$, и, как следствие, на относительную эффективность $\Delta\sigma/\sigma_0$ ЭДО сплава АМг6. Так, если для достижения максимальных значений эффективности (рис. 2) зарядное напряжение U достаточно увеличить в 2,5 раза, то для достижения аналогичных значений $\Delta\sigma/\sigma_0$ емкость C необходимо увеличить в 5 раз. На основании данных рис. 2 можно заключить, что эффективность ЭДО прямо пропорциональна емкости C при U = const и квадрату напряжений U^2 при C = const, что

дает основание представить ее как функцию накопленной энергии конденсатора [8].

При этом показатели эффективности для сварных соединений на 5…10 % выше, чем у ОМ, что объясняется большей восприимчивостью структуры металла шва электродинамическим воздействиям [2].

На основании зависимостей, представленных на рис. 2, можно заключить, что повышение значений $\Delta\sigma$ при ЭДО регулированием зарядного напряжения U является предпочтительным по сравнению с вариацией емкости C. Однако применение конденсаторов с зарядным напряжением U свыше 500 В ограничено, так как связано с разработкой мер безопасности при работе с высоковольтным ручным инструментом. В то же время повышение емкости батареи C за счет количества конденсаторов приводит к увеличению массы и габаритов оборудования для ЭДО. Это вызывает необходимость поиска компромиссных решений, основанных на использовании современной элементной базы и новых конструктивных схем разрядного контура.

Оценивали влияние электродинамических воздействий при различных уровнях начального напряжения σ_0 на относительную эффективность ЭДО $\Delta\sigma/\sigma_0$, определяемую после одиночного токового разряда. Значения U задавали в диапазоне 200…500 В, а величину σ_0 варьировали от 55 до 294 МПа, что примерно соответствует предыдущим экспериментам. Зависимости $\Delta\sigma/\sigma_0$ от σ_0 при различном U, определяемые для сплава АМг6 и его сварных соединений, показаны на рис. 3, из которого видно, что максимальная эффективность ЭДО соответствует уровню начальных напряжений, близкому к условному пределу текучести сплава АМг6, что подтверждают данные работ [2, 9]. При этом снижение показателей $\Delta\sigma/\sigma_0$ при возрастании растягивающей нагрузки выше относительного предела текучести можно объяснить негативным влиянием пластической деформации на эффективность электродинамических воздействий, что ранее отмечалось в работе [9].

Исследовали влияние зарядного напряжения U конденсаторной батареи на параметры электродинамического воздействия при ЭДО, такие как амплитудные значения силы импульсного тока I и динамической нагрузки P в период времени t разрядки конденсаторов. Измерения I и P выполняли на аппаратурном комплексе, внешний вид и конструктивные элементы которого представлены на рис. 4. Значения импульсного тока I регистрировали бесконтактным методом (пояс Роговского),

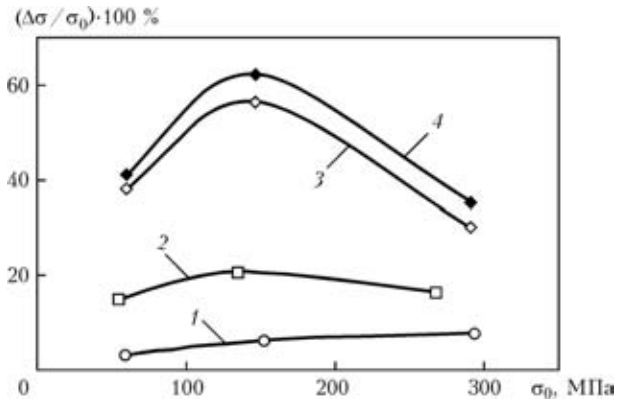


Рис. 3. Влияние начального напряжения σ_0 на относительную эффективность $\Delta\sigma/\sigma_0$ при ЭДО сплава АМг6 и его сварных соединений при различных значениях зарядного напряжения: *1* — U = 200; *2* — 300; *3*, *4* — 500 В; *1–3* — ОМ; *4* — сварное соединение

который представляет собой соленоид тороидальной формы, охватывающий проводник с током, принцип работы которого основан на регистрации магнитного поля, создаваемого измеряемым током при его прохождении через соленоид.

Параметры динамической нагрузки P определяли с помощью пьезоэлектрического датчика давления ЛХ-604.

Параметры I и P измеряли по следующей методике. В момент разряда конденсаторной батареи C (рис. 4, *б*) в результате срабатывания тиристорного коммутатора K импульсный ток, протекая через катушку индуктивности *1*, плоский диск *3*, электрод *4*, цилиндрический образец *5*, воспринимающий нагрузку P, датчик давления *6*, изме-

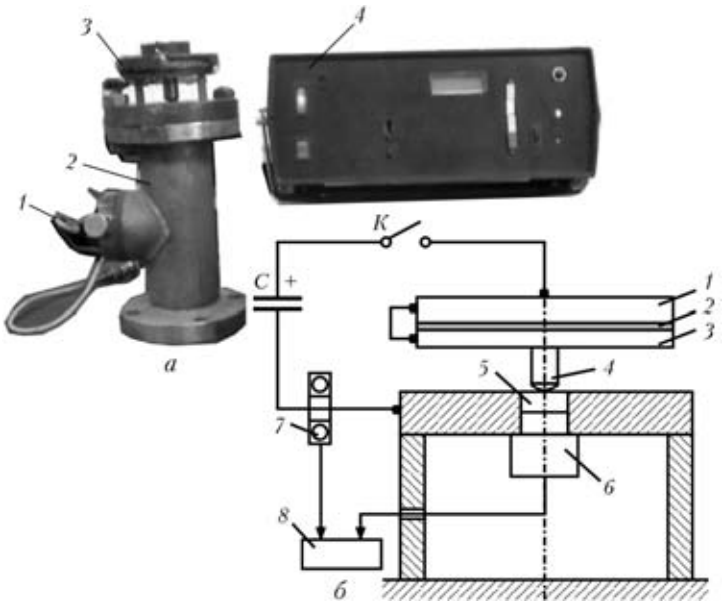


Рис. 4. Внешний вид аппаратурного комплекса для измерения амплитудных значений импульсного тока I и динамической нагрузки P при ЭДО (*а*: *1* — пояс Роговского; *2* — корпус системы измерения нагрузки P; *3* — катушка индуктивности с электродом; *4* — блок зарядки-разрядки конденсаторов) и его конструктивная схема (*б*) (*1–8* — см. в тексте)

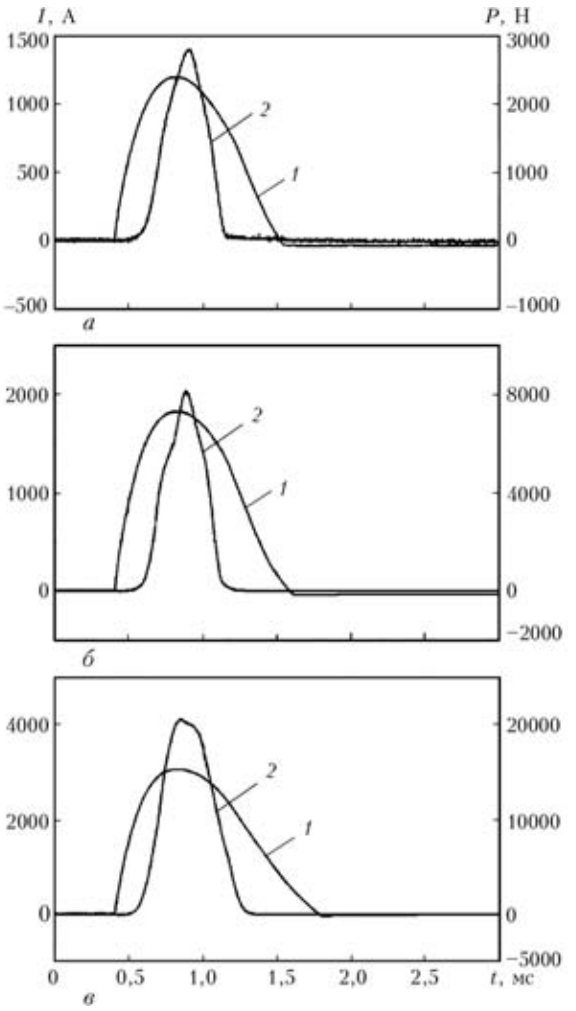


Рис. 5. Амплитудные значения импульсного тока I (*1*) и динамической нагрузки P (*2*) при различных значениях зарядного напряжения: *а* — U = 200 В, I_{max} = 1195 А, P_{max} = = 2792 Н; *б* — U = 300 В, I_{max} = 1838 А, P_{max} = 8162 Н; *в* — U = 500 В, I_{max} = 3080 А, P_{max} = 20461 Н

ряли поясом Роговского *7* и контролировали быстродействующим цифровым осциллографом *8*.

При этом механическое давление, генерируемое импульсным магнитным полем катушки индуктивности, передавалось через изолятор *2* на плоский диск и электрод, сферический торец которого при индентировании в цилиндрический образец передавал ударную нагрузку на пьезоэлектрический датчик, показания которого регистрировались аналогично значениям тока. Таким образом, на обрабатываемый материал, функции которого выполнял цилиндрический образец из низкоуглеродистой стали диаметром 9 мм и высотой 6 мм, одновременно воздействовали динамическая нагрузка P рабочего инструмента (электрода) и импульсный электрический ток I, вызванные разрядом конденсаторной батареи.

Амплитудные значения параметров I и P регистрировали при разных уровнях зарядного напряжения (рис. 5). При изучении распределения I и P во времени исходили из предположения, основанного на данных работ [10, 11], что максимальное влияние на эффективность электроимпульсных и динамических воздействий (к которым относится ЭДО) оказывают процессы нарастания импульсного тока и давления до максимальных значений.

Как видно из рис. 5, максимальные значения импульсного тока I_{max} охватывают диапазон от 1195 до 3080 А и находятся в прямой зависимости от зарядного напряжения U. Это относится и к скоростям нарастания тока до $I_{max} - v_i$, которые при U = 200, 300 и 500 В составляли соответственно 3400, 4600 и 8000 А/мс.

Интенсивно протекает процесс нарастания динамического давления электрода на обрабатываемый материал. Так, максимальные значения амплитуд давления P_{max} находятся в диапазоне от 2792 до 20461 Н. При этом период времени t нарастания давления от 0 до P_{max} при увеличении значений зарядного напряжения U от 200 до 500 В сокращался от 0,375 до 0,34 мс, что обусловило увеличение скорости v_p контактного взаимодействия электрода с металлом с возрастанием U. Если v_p при U = 200 В не превышала 7500 Н/мс, то при возрастании напряжения до 300 и 500 В ее значения были соответственно 22000 и 60200 Н/мс. Таким образом, значение зарядного напряжения U определяет такие параметры динамического давления, как P_{max} и градиент функции нарастания P.

При сравнении кривых нарастания импульсных тока и нагрузки (рис. 5) можно видеть, что импульс давления короче и имеет более крутые фронты нарастания и спада. При этом во всем диапазоне исследуемых значений U имеет место запаздывание начала процесса нарастания P от увеличения I на 0,1 мс, что можно объяснить деформированием контактных поверхностей электрода и обрабатываемого металла. Нарастание P начинается при значениях импульсного тока 600, 800 и 1500 А для напряжений соответственно 200, 300 и 500 В. Таким образом, процесс контактного взаимодействия электрода с металлом начинается при значениях тока, примерно соответствующих $0{,}5I_{max}$.

Зависимости амплитудных значений тока I и нагрузки P, а также скоростей их нарастания v_i и v_p от зарядного напряжения U представлены на рис. 6, из которого видно, что с увеличением значений U нарастание I и P (рис. 6, *а*), а также v_i и v_p (рис. 6, *б*) имеет линейный характер.

Выводы

1. Разработана экспериментальная методика для исследования влияния электрических параметров ЭДО, таких как зарядное напряжение U и емкость конденсаторов C, на относительную эффективность обработки сплава АМг6 и его сварных со-

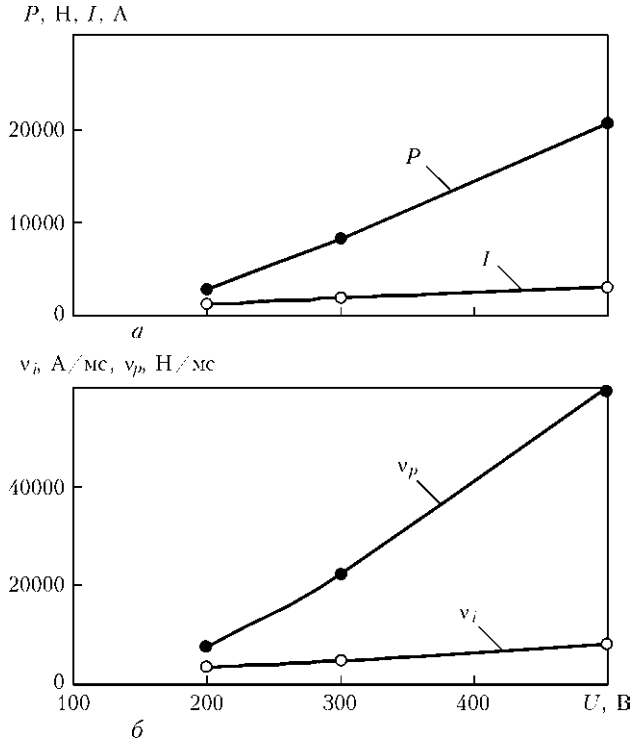


Рис. 6. Влияние зарядного напряжения U на импульсный ток I, динамическую нагрузку P (*а*) и скорости их нарастания v_i и v_p (*б*)

единений в результате электродинамических воздействий.

2. Установлено, что эффективность ЭДО прямо пропорциональна емкости C при U = const и квадрату напряжений U^2 при C = const, что соответствует выражению для накопленной энергии конденсатора.

3. Разработана экспериментальная методика, на базе которой собран аппаратурно-измерительный комплекс для исследования влияния зарядного напряжения при ЭДО на такие параметры, как амплитудные значения импульсного тока I и динамической нагрузки P.

1. *Исследование* влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 11. — С. 28–32.
2. *Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П.* Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 // Там же. — 2007. — № 6. — С. 11–13.
3. *Влияние* электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений стали Ст3 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Там же. — 2007. — № 7. — С. 10–12.
4. *Влияние* электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, В. М. Скульский // Там же. — 2006. — № 5. — С. 28–32.
5. *Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П.* Особенности структурообразования алюминиевых сплавов АМг5, АМг6 под воздействием импульсов электрического тока // Вісн. Укр. матеріалозн. тов-ва. — 2010. — № 3. — С. 33–42.
6. *Особенности* формирования пластических деформаций при электродинамической обработке сварных соединений стали Ст3 / Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, Н. А. Пащин и др. // Автомат. сварка. — 2007. — № 10. — С. 10–15.
7. *Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П.* Влияние электроимпульсной обработки на остаточные формоизменения тонколистовых сварных конструкций // Там же. — 2010. — № 3. — С. 13–17.
8. *Антонов Ю. А., Рагозин Ю. И.* Импульсный метод снятия остаточных напряжений // Физ. и химия обработки материалов. — 2001. — № 3. — С. 91–95.
9. *Влияние* повторного нагружения на эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, О. Л. Миходуй // Автомат. сварка. — 2011. — № 4. — С. 3–6.
10. *Степанов Г. В., Бабуцкий А. И., Мамеев И. А.* Нестационарное напряженно-деформированное состояние в длинном стержне, вызванное импульсами электрического тока высокой плотности // Пробл. прочности. — 2004. — № 4. — С. 60–67.
11. *Белова М. М., Проценко С. С., Иванов А. В.* Динамика деформирования упругопластического слоя при импульсном энерговыделении // Там же. — 1987. — № 12. — С. 87–91.

Evaluation of the parameters of pulsed current and dynamic pressure at electrodynamic treatment was performed, based on the developed experimental procedure. Influence of charge voltage and capacitor capacitance on relative effectiveness of electrodynamic treatment was studied. It is established that the maximum values of pulsed current and its increment rate are directly dependent on the applied charge voltage, while the rate of dynamic pressure increase is the power function of pulsed current value.

Поступила в редакцию 12.10.2011

УДК 621.791:621.643.1/.2

РИСК ОТКАЗА ПРИ УТОНЕНИИ СТЕНКИ МАГИСТРАЛЬНОГО ТРУБОПРОВОДА В ЗОНЕ КОЛЬЦЕВЫХ СВАРНЫХ ШВОВ ПРИ НАЛИЧИИ ИЗГИБАЮЩИХ МОМЕНТОВ ВДОЛЬ ОСИ ТРУБОПРОВОДА

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, **Н. И. ПИВТОРАК**, **О. И. ОЛЕЙНИК**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрено влияние продольного изгибающего момента в трубопроводе с дефектом утонения стенки и большим габаритным размером в окружном направлении на риск отказа. Показано, что критические размеры утонения в окружном направлении можно с определенной консервативностью определять через суммарные номинальные напряжения от изгиба и внутреннего давления в трубопроводе.

Ключевые слова: магистральные трубопроводы, критические размеры дефектов утонения стенки, влияние продольного изгибающего момента, риск отказа, распределение Вейбулла

Допускаемый габаритный размер дефектов утонения вдоль окружности трубы c намного больше такового вдоль образующей s при нагружении трубопровода внутренним давлением P, что в значительной степени связано с более высокими окружными нормальными напряжениями $\sigma_{\beta\beta}$, по сравнению с осевыми σ_{zz}, при прочих равных условиях, что наглядно демонстрируют типовые диаграммы предельных габаритных размеров c и s, приведенные в работе [1].

Однако довольно часто утонения с высокими значениями c могут находиться в условиях нагружения, когда наряду с внутренним давлением P в зоне утонения действует изгибающий момент $M_{из}$, обусловленный проседанием грунта (для подземных трубопроводов) либо ветровой нагрузкой при соответствующих воздушных переходах и т. п. При таком нагружении могут заметно меняться номинальные напряжения в зоне дефектного участка стенки трубопровода.

Для номинальных продольных напряжений σ_{zz} в трубопроводе с внутренним давлением P и изгибающим моментом $M_{из}$, действующим в продольной плоскости $\beta = 0$, при допущении о наличии чисто упругого деформирования и сохранения формы поперечных сечений трубы имеет место зависимость для точек в сечении $\beta \le 0$

$$\sigma_{zz} = \frac{PR}{2\delta} + \frac{M_{из}\cos\beta}{\pi R^2 \delta}\left(1 + \frac{\xi}{R}\right), \qquad (1)$$

где R — внутренний радиус трубопровода; δ — толщина стенки ($-\delta/2 < \xi < \delta/2$).

Зависимость (1) можно представить в виде

$$\sigma_{zz} = \frac{PR}{2\delta}[1 + \kappa(\beta)],$$

где $\kappa(\beta) = \dfrac{2M_{из}\cos\beta}{\pi R^3 P}(1 + \xi/R)$ определяет добавку за счет $M_{из}$ к номинальным напряжениям σ_{zz}, обусловленным лишь давлением в трубопроводе. Если дефект утонения расположен таким образом, что $\beta = 0$ находится посередине длины дефекта c и $c/2R < 0{,}1\pi$, то для всех β внутри интервала $-0{,}1\pi < \beta < 0{,}1\pi$ $\cos\beta \approx 1{,}0$ и при $\delta/R < 0{,}1$ в этой зоне преобладают мембранные напряжения. Следовательно, для таких случаев при определении критических размеров $c_{кр}$ дефекта можно исходить из суммарных номинальных напряжений σ_{zz}, действующих в зоне ($-c/2 < \beta < c/2$), или из приведенного давления $P_{пр}$

$$P_{пр} = P(1 + \kappa)...$$

Таким образом, на основе зависимостей, указанных в работе [1], относительно критических габаритных размеров дефектов утонения ($c_{кр}$ — вдоль окружности; $s_{кр}$ — вдоль образующей и $a_{кр} = \delta - \delta_{min}$ по глубине стенки)

$$c_{кр} = 2R\sqrt{\frac{0{,}7358 + K_c}{10{,}511 - 13{,}838K_c}}, \qquad (2)$$

где $K_c = \delta_{min}/[\delta]$; $[\delta] = P_{пр}R/[\sigma]$; δ_{min} — минимальная толщина стенки в зоне дефекта; $[\sigma]$ — допускаемые напряжения для материала трубы на

© В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, О. И. Олейник, 2012

данном участке. Зависимость (2) справедлива для K_c в пределах $0{,}2 < K_c < 0{,}7596$.

При $K_c > 0{,}7596$ $c_{кр} \to \infty$, при $K_c < 0{,}2$ $c_{кр} = 0{,}694R$. Значение $s_{кр}$ (габаритный размер дефекта вдоль образующей, слабо реагирующий на изгибающий момент) определяется традиционно по рабочему давлению $P_{раб}$, т. е. при $\kappa = 0$:

$$s_{кр} = \lambda_{кр}\sqrt{2R[\delta]}\,\frac{1}{1{,}285},$$

$$\lambda_{кр} = 1{,}299\sqrt{\left(\frac{1{,}0-K_s}{0{,}9-K_s}\right)^2} - 1{,}234, \qquad (3)$$

$$K_s = \frac{\delta_{\min}}{P_{раб}R}[\sigma].$$

Приемлемость влияния приближенного подхода учета изгибающего момента на критические размеры $c_{кр}$ дефекта утонения рассматривали в работе на основе анализа трехмерного напряженного состояния в зоне дефекта утонения для трубной стали с пределом текучести $\sigma_т$ = 480 МПа, временным сопротивлением $\sigma_в$ = 564 МПа, модулем упругости $E = 2\cdot10^5$ МПа, коэффициентом Пуассона ν = 0,3.

На рис. 1 показан элемент трубопровода, вырезанный координатными плоскостями $\beta = 0$, $z = 0$, $\beta = \beta_*$ и $z = z_*$, с внешним дефектом утонения стенки эллипсоидного типа, плоскости симметрии которого совпадают с плоскостями $z = 0$ и $\beta = 0$. В плоскости $\beta = \beta_*$ действуют напряжения $\sigma_{\beta\beta} = PR/\delta$ и $\sigma_{\beta z} = \sigma_{\beta r} = 0$, в плоскости $z = z_*$ — $\sigma_{zz} = P_{пр}\dfrac{R\cos\beta}{2\delta}$ и $\sigma_{rz} = \sigma_{\beta z} = 0$, а в плоскостях $\beta = 0$ и $z = 0$ имеют место условия симметрии: на внутренней поверхности $r = R$, $\sigma_{rr} = -P$ и $\sigma_{r\beta} = \sigma_{rz} = 0$, на внешней поверхности $r = R + \delta(z, \beta)$ — условия свободной поверхности.

Всю рассматриваемую область разбивали на отдельные конечные элементы (рис. 2), образованные ортогональными поверхностями цилиндрической системы координат, т. е. r = const, β = = const, z = const. Восемь узловых точек, полученных пересечением этих поверхностей, определяют расчетный объем $\Delta V_{m,n,k}$ каждого из конечных элементов, для которых соответствующие компоненты тензора приращений деформаций $\Delta\varepsilon_{ij}$ в системе координат $i, j = r, z, \beta$ выражаются через компоненты вектора приращений перемещений следующим образом для модели конечного элемента:

$$\Delta\varepsilon_{rr} = \frac{\Delta U_{m,n,k} - \Delta U_{m-1,n,k}}{r_{m,n,k} - r_{m-1,n,k}},$$

$$\Delta\varepsilon_{\beta\beta} = \frac{\Delta U_{m,n,k}}{r_{m,n,k}} + \frac{\Delta V_{m,n,k} - \Delta V_{m,n-1,k}}{(r\beta)_{m,n,k} - (r\beta)_{m,n-1,k}},$$

$$\Delta\varepsilon_{zz} = \frac{\Delta W_{m,n,k} - \Delta W_{m,n,k-1}}{z_{m,n,k} - z_{m,n,k-1}},$$

$$\Delta\varepsilon_{r\beta} = \frac{1}{2}\left[r_{m,n,k}\frac{(\Delta V/r)_{m,n,k} - (\Delta V/r)_{m-1,n,k}}{r_{m,n,k} - r_{m-1,n,k}} + \right.$$

$$\left. + \frac{\Delta U_{m,n,k} - \Delta U_{m,n-1,k}}{(r\beta)_{m,n,k} - (r\beta)_{m,n-1,k}}\right], \qquad (4)$$

$$\Delta\varepsilon_{z\beta} = \frac{1}{2}\left[\frac{\Delta V_{m,n,k} - \Delta V_{m,n,k-1}}{z_{m,n,k} - z_{m,n,k-1}} + \frac{\Delta W_{m,n,k} - \Delta W_{m,n-1,k}}{(r\beta)_{m,n,k} - (r\beta)_{m,n-1,k}}\right],$$

$$\Delta\varepsilon_{rz} = \frac{1}{2}\left[\frac{\Delta U_{m,n,k} - \Delta U_{m,n,k-1}}{z_{m,n,k} - z_{m,n,k-1}} + \frac{\Delta W_{m,n,k} - \Delta W_{m-1,n,k}}{r_{m,n,k} - r_{m-1,n,k}}\right].$$

Связь компонент тензора $\Delta\varepsilon_{ij}$ с компонентами тензора напряжений σ_{ij} строится на основе теории

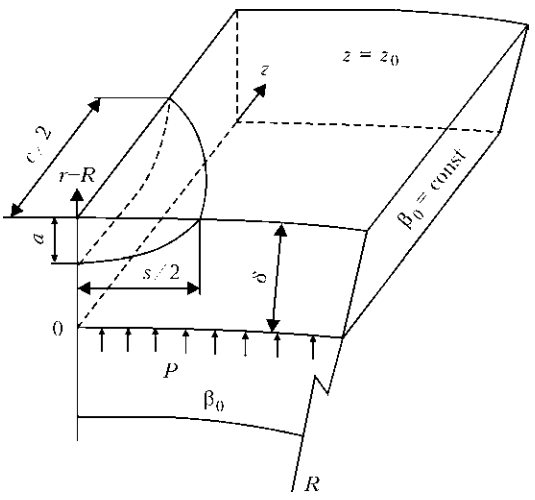


Рис. 1. Участок трубопровода $2R\times\delta$ в зоне дефекта утонения $c\times s\times a$, ограниченного поверхностями $z = 0$, $z = z_*$, $\beta = 0$, $\beta = \beta_*$, $r = R$ и $r = R + \delta(z, \beta)$

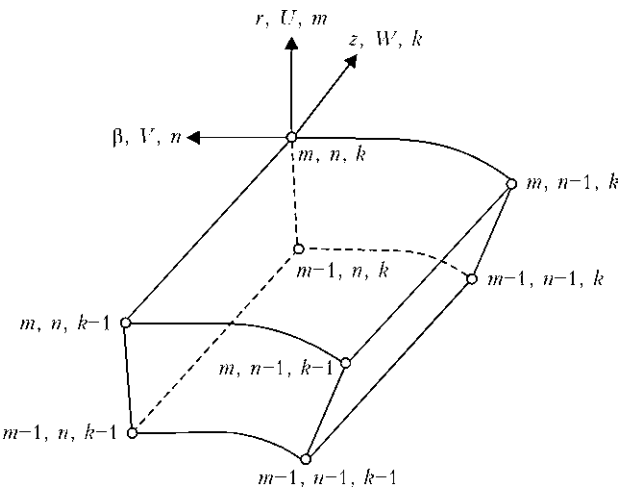


Рис. 2. Схема конечного элемента в системе координат β, z, r с соответствующими перемещениями U, V, W и нумерацией узлов m, n, k

упругопластического течения Прандтля–Рейсса, ассоциированной с условием текучести Мизеса, т. е. имеют место соотношения, приведеные в работе [2]:

$$\Delta\varepsilon_{ij} = [\psi(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) + \delta_{ij}K\sigma] - b_{ij} \quad (i,\ j\ =\ z,\ r\beta),$$

где ψ — функция состояния материала в конечном элементе m, n, k; δ_{ij} — единичный тензор (символ Кронекера); $\sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{rr} + \sigma_{zz} + \sigma_{\beta\beta})$; $K = \frac{1-2\nu}{E}$; b_{ij} — известная функция напряжений, полученных на предыдущем шаге прослеживания развития упругопластических деформаций (обозначается индексом *)

$$b_{ij} = \left[\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G} + \delta_{ij}K\sigma\right]^*.$$

Функция состояния ψ определяется на каждом шаге прослеживания из условия текучести, т. е.

$$\psi = \frac{1}{2G}, \ \text{если} \ f = \sigma_{eq}^2 - \sigma_т^2 < 0,$$
$$\psi > \frac{1}{2G}, \ \text{если} \ f = 0 \ \text{и} \ \Delta f > 0, \qquad (5)$$

где $\sigma_{eq} = -\sqrt{\frac{1}{2}(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)\,(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma)}$; $\sigma_т$ — предел текучести материала с учетом деформационного упрочнения, полученного на предыдущем шаге прослеживания; состояние $f > 0$ недопустимо.

Приращения компонент тензора пластических деформаций на каждом шаге прослеживания определяются следующими зависимостями:

$$\Delta\varepsilon_{ij}^p = \left(\psi - \frac{1}{2G}\right)(\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma) \quad (i,j = r, z, \beta).$$

Содержащаяся в условиях (5) существенная нелинейность реализуется итерационным путем, соответствующий алгоритм итерационного процесса предложен в работе [2] и достаточно хорошо апробирован на практике [3].

Компоненты тензора напряжений для каждого конечного элемента (m, n, k) связаны с соответствующими компонентами в соседних объемах либо на граничных поверхностях уравнениями равновесия.

Разрешающая система алгебраических уравнений относительно трех компонент вектора приращений перемещений в каждом узле (m, n, k) формируется на каждом шаге прослеживания и итерации по ψ в результате минимизации функционала

$$Э = -\frac{1}{2}\iiint\limits_{Q}(\sigma_{ij} + Y_{ij})\Delta\varepsilon_{ij}\,r\,dr\,d\beta\,dz + \int\limits_{Г} q_i \Delta U_i$$

по искомым приращениям перемещений

$$\Delta U_i = \begin{vmatrix}\Delta U \\ \Delta V \\ \Delta W\end{vmatrix},$$

где Q — объем рассматриваемой области с границей Г, в которой заданы компоненты силовой нагрузки q_i (i = r, β, z);

$$Y_{ij} = \frac{1}{\psi}\left(\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij}\sigma}{2G}\right)^* + \delta_{ij}\frac{(K\sigma)^*}{K} \quad (i,j = r, \beta, z).$$

При достаточно малом шаге прослеживания, когда имеют место линейные соотношения (4), данный алгоритм позволяет учитывать большие деформации через перемещения узлов U, V, W (уточняя в выражении (4) координаты узлов r, β, z). При этом изменение объемов конечных элементов, фигурирующих в коэффициентах разрешающих уравнений, происходит только за счет упругих деформаций, т. е. оно незначительно до нарушения целостности и им можно пренебречь.

Получив данные относительно кинетики напряженно-деформированного состояния в зоне утонения по мере роста P и $M_{из}$, важно решить вопрос относительно модели нарушения целостности, поскольку традиционный подход, основанный на максимальных напряжениях в одной отдельной точке (элементе), особенно с учетом реальной формы поверхности в зоне коррозионного утонения, является чрезмерно консервативным.

Заслуживает внимания вероятностный подход Вейбулла, основанный на вероятности α отказа хотя бы в одной точке «горячего сечения» S_j в зоне утонения, т. е.

$$\alpha = 1 - \exp\left\{-\int_{S_j}\left[\left(\frac{\sigma_{jj} - A}{B_j}\right)^{\eta}\right]\right\}\frac{dS_j}{h_0^2} \quad (\sigma_{jj} > A).$$

Здесь σ_{jj} (нормальные напряжения в сечении с нормалью j) и A, B, η (параметры распределения Вейбулла) определяются на основе обработки соответствующих экспериментальных данных.

Можно принять η = 4,0, $A = \frac{\sigma_в + \sigma_т}{2}$. Величина h_0 — геометрическая характеристика конечного элемента в зоне дефекта утонения, при которой дальнейшее снижение размеров конечного элемента не сказывается на значении σ_{jj}, B определяется на основе экспериментальных критических размеров $s_{кр}$ при j = β либо $c_{кр}$ при j = z (зависимости (2), (3)) при допущении, что α = 0,05, а испытательное давление в трубе $P_{исп} = 1{,}2P_{раб}$ для j = β и $P_{исп} = 1{,}47P_{раб}$ для j = z и w = 0.

В соответствии с этими рекомендациями для рассматриваемой трубы определены значения B_j

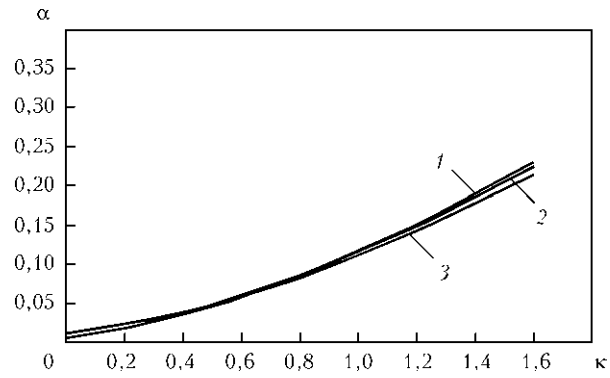


Рис. 3. Результаты расчета вероятности разрушения в зависимости от значения κ при B_z из таблицы для различных a: *1* — 10; *2* — 12; *3* — 14 мм (D = 1420 мм; δ = 18 мм; P = 7,5 МПа; A = 522 МПа)

Результаты расчета параметра B_j и соответствующих α_j при рабочем давлении $P_{раб}$ = 7,5 МПа

a, мм	B_z, МПа	$c_{кр}$, мм (α = 0,05)	α	B_β, МПа	$s_{кр}$, мм (α = 0,05)	α_β
10	4980	840	0,00514	970	126	0,0099
12	5270	650	0,0110	840	90	0,0066
14	4995	530	0,0112	525	66	0,0029

при h_0 = 2 мм, A = 522 МПа и различных глубинах дефекта a.

Из этих данных видно, что увеличение глубины дефекта в пределах 10 ≤ a ≤ 14 мм уменьшает критические значения $c_{кр}$ от 840 до 530 мм. Однако при этом значение B_z меняется в относительно узких пределах — 4980…5270 МПа, причем не монотонно.

Из рис. 3 видно, что кривые влияния κ достаточно хорошо укладываются на одну кривую при $P_{раб}(1 + \kappa)$ = 1,47 МПа; α = 0,05, т. е. изгиб здесь добавляет в сечении z = 0 преимущественно мембранные напряжения. Использование для различных a среднего значения B_z, как показано на рис. 4, без изменения качественной картины дает количественно несколько иные результаты. Характерно, что наличие изгибающего момента мало сказывается на риске отказа из-за продольного размера s утонения стенки.

Риск отказа α_β для a = 14 мм, $s = s_{кр}$ = 66 мм, $P_{раб}$ = 7,5 МПа при различных значениях κ следующий:

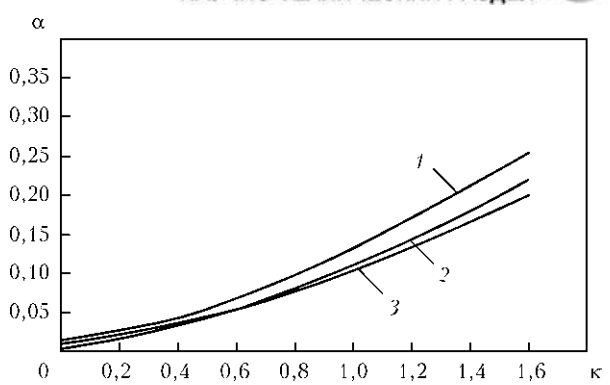


Рис. 4. Результаты расчета влияния изгибающего момента при $c_{кр}$ из таблицы для различных a: *1* — 10; *2* — 12; *3* — 14 мм (D = 1420 мм; δ = 18 мм; P = 7,5 МПа; A = 522 МПа; B_z = 5080 МПа)

κ	0	0,2	0,4	0,6	0,8	1,0
α_β	0,0029	0,0033	0,0040	0,0034	0,0026	0,0018

Выводы

1. Показано, что при оценке критических размеров $s_{кр}$ и $c_{кр}$ дефектов утонения стенки магистральных трубопроводов при наличии продольных изгибающих моментов, вызванных проседанием грунта, ветровой нагрузкой и т. п., можно использовать рекомендации работы [1] для $s_{кр}$, т. е. зависимость (3), поскольку продольный изгибающий момент мало влияет на $s_{кр}$.

2. Для окружного габаритного размера $c_{кр}$ дефектов утонения, довольно характерных для зоны монтажных кольцевых сварных швов, наличие продольного изгибающего момента может в значительной степени повысить риск отказа. В этом случае критические значения $c_{кр}$ при известных значениях изгибающего момента $M_{из}$ и внутреннего давления P можно оценить по зависимостям, приведенным в работе [1], т. е. по выражению (2) с использованием приведенного давления $P_{пр}$.

1. *Fitness*-for-service. — American Petroleum Institute. Recommended Practice 579. — First edition. — 2000. — January. — 625 p.
2. *Махненко В. И.* Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.
3. *МРК-ХР-2000.* Методика определения ресурса корпуса атомных реакторов ВВЭР в процессе эксплуатации. — М.: СПб, 2000. — 51 с.

Considered is the effect of longitudinal bending moment in pipeline with a wall thinning defect and large overall dimension in circumferential direction on the risk of failure. It is shown that critical sizes of the thinning in the circumferential direction can be determined with the certain degree of conservatism on the basis of total nominal stresses induced by bending and an internal pressure in the pipeline.

Поступила в редакцию 11.10.2011

УДК 621.791.72:621.375.826

ОСОБЕННОСТИ ЛАЗЕРНОЙ СВАРКИ АУСТЕНИТНЫХ И АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРГАНЦА

В. КИРОЦ, **А. ГУМЕНЮК**, **М. РЕТМАЙЕР**
(Федеральный ин-т исследования и испытания материалов, г. Берлин, Германия)

Исследованы особенности лазерной сварки с использованием CO_2- и Nd:YAG-лазеров тонколистовых стыковых соединений аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющих сталей, в том числе с повышенным содержанием марганца. Получена экспериментальная оценка стабильности процесса, формирования структуры металла шва, его механических свойств и коррозионной стойкости. Сделан вывод о пригодности применения лазерной сварки в промышленном производстве.

Ключевые слова: лазерная сварка, CO_2- и Nd:YAG-лазеры, нержавеющие аустенитные и дуплексные стали, повышенное содержание марганца, стабильность процесса, защитная среда, металл шва, микроструктура, механические свойства, коррозионная стойкость

Нестабильность цен на никель, высокий спрос на нержавеющие стали, а также неоптимистичный прогноз в отношении никеля на мировых рынках [1] приводят к необходимости поиска более выгодных альтернатив. В частности, возможна частичная замена никеля более дешевым марганцем и небольшим количеством азота в аустенитных и дуплексных марках нержавеющих сталей [2–6]. Причем роль азота решающая, так как он является стабилизатором аустенитной фазы в сталях и, кроме того, повышает их прочность путем упрочнения твердого раствора [7], не влияя на пластические свойства материала [8]. Это уменьшает массу конструкции и повышает динамические показатели прочности [9].

Микроструктура, коррозионные и механические свойства различных сталей системы Cr–Mn–Ni широко исследованы ранее [3, 6, 10–13], однако их свариваемость по-прежнему недостаточно изучена. Лазерная сварка имеет ряд преимуществ по сравнению с другими процессами (высокую скорость и низкую погонную энергию), которые эффективно снижают деформации конструкций и уменьшают металлургическое воздействие. В условиях лазерной сварки свариваемость непосредственно связана с типом используемого лазера и некоторыми параметрами данного процесса. Стабильность парогазового канала, а следовательно, и процесса в целом существенно зависит от типа и параметров лазерного источника [14], что напрямую влияет на качество сварного шва — наличие брызг, подрезов, пор, возникающих в зависимости от поведения парогазового канала. Кроме того, высокие скорости охлаждения могут изменять фазовый баланс в металле шва при сварке дуплексных сталей в связи с тем, что формирование аустенита, контролируемое диффузией азота, может быть затруднено [15].

В настоящей работе проведены экспериментальные исследования процесса лазерной сварки с использованием двух типов лазеров с целью анализа влияния параметров процесса на свариваемость аустенитных и аустенитно-ферритных сталей системы Cr–Mn–Ni в сравнении со стандартными марками сталей системы Cr–Ni. Полученные сварные соединения были исследованы на наличие внешних и внутренних дефектов сварного шва, изучены микроструктура, а также коррозионные и механические свойства.

Методика экспериментальных работ. Для исследований в качестве тестовых материалов были выбраны аустенитная сталь системы Cr–Mn–Ni (1.4376) и аустенитно-ферритная, так называемая

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей на основе железа, мас. %

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn	Si	P	S	Cu	Nb	Mo	N
1.4376	0,03	18,03	5,09	6,55	0,42	0,023	0,005	0,23	0,01	0,10	0,15
1.4301	0,04	18,82	8,79	1,36	0,38	0,027	0,004	0,45	0,01	0,19	0,05
1.4162	0,04	22,42	1,83	3,84	0,34	0,028	0,004	0,43	0,01	0,11	0,14
1.4362	0,03	22,86	4,33	1,40	0,002	0,023	0,002	0,52	0,01	0,13	0,12

© В. Кироц, А. Гуменюк, М. Ретмайер, 2012

лин-дуплексная 1.4162 сталь, а для сравнения взяты стандартные марки аустенитной стали типа 1.4301 и дуплексной 1.4362 (табл. 1). Толщина листа всех образцов составляла 1,5 мм.

Сварку проводили с помощью двух разных типов источников: Nd:YAG-лазера мощностью 4,4 кВт и CO_2-лазера мощностью 5 кВт. Характеристики обоих лазеров представлены в табл. 2.

Эксперименты проводили как для стыковых, так и нахлесточных сварных соединений. Влияние качества подготовки кромок с использованием лазерной и механической (гильотинной) резки на качество сварных швов исследовали на примере стыковых соединений. Защитный газ меняли в зависимости от типа лазера: для процесса сварки Nd:YAG-лазером использовали аргон, а для сварочных экспериментов с CO_2-лазером — газовую смесь аргона и гелия (50/50), необходимую для подавления образующейся плазмы. Защитный газ подавался коаксиально лучу. Кроме того, проведены эксперименты с использованием накладки для подачи защитного газа. Для дуплексных сталей в качестве защитного газа использовали азот при исследовании его влияния на формирование аустенита в металле сварного шва. Для формирования обратного валика в случае стыковых соединений использовали чистый аргон. Остальные исследуемые сварочные параметры, такие, как расход защитного газа, положение фокуса F, мощность лазера P_L и скорость сварки v_w, приведены в табл. 3.

Для оценки внутренних дефектов сварного шва использовали радиографический метод неразрушающего контроля. При изготовлении поперечных шлифов, необходимых для анализа образующейся микроструктуры сварного шва, использовали стандартные методики. Содержание аустенитной фазы в металле сварных швов в дуплексных сталях определяли на основе металлографического анализа. Значения микротвердости по методу Виккерса определяли при нагрузке 0,5 кг, а испытания на разрыв проведены с помощью четырех поперечных образцов для каждого материала.

Потенциодинамические испытания в соляном растворе (pH 4,5) при комнатной температуре проведены с целью определения склонности к питтинговой коррозии как основного металла, так и сварных стыковых и нахлесточных соединений всех исследуемых сталей. В качестве эталонного электрода использовали стандартный водородный электрод. Граничное значение потенциала питтинговой коррозии E_{crit} и потенциала репассивирования E_{rep} были определены для протравленных и не подвергаемых травлению образцов из динамических кривых циклической анодной поляризации. При этом значения E_{crit} соответствовали точке, где плотность тока достигает 0,01 мА·см$^{-2}$, а значения E_{rep} — точке, где она снова стремится к нулю.

Таблица 2. Характеристики CO_2- и Nd:YAG-лазеров

Параметр	CO_2	Nd:YAG
Длина волны, мкм	10,6	1,064
Транспортировка излучения	Зеркала	Опт. волокно 600 мкм
Параметр качества пучка BPP, мм·мрад	17 (TEM_{20})	24
Фокусное расстояние, мм	200	200
Диаметр фокального пятна, мкм	~ 400	~ 600

Результаты исследований. *Стабильность процесса и качество сварных швов*. Появление брызг оказалось связанным сразу с несколькими параметрами процесса. Установлено, что образование брызг является более характерным при использовании для сварки Nd:YAG-лазера (рис. 1, *а*). Это может быть связано с отсутствием стабилизирующего воздействия лазерно-индуцированной плазмы, характерной сварки для CO_2-лазером, по крайней мере, на определенной глубине парогазового канала.

Высокое содержание марганца в стали также негативно влияет на стабильность процесса сварки. Испарение этого летучего элемента способствует расплескиванию металла из сварочной ванны подобно тому, как это наблюдалось в работе [16]. Другим фактором, влияющим на стабильность процесса, является положение фокуса относительно поверхности образца, как это показано на рис. 1. При выборе отрицательных значений заглубления фокуса разбрызгивание может быть существенно уменьшено.

Кроме того, разбрызгивание было более существенным у нахлесточных сварных соединений. Высокие значения расхода защитного газа также способствовали формированию брызг, вызывая нестабильное поведение сварочной ванны. Стабильный свободный от брызг процесс может быть реализован при значениях расхода защитного газа порядка 20 л/мин.

Таблица 3. Экспериментальные параметры сварки

Тип лазера	Стыковые соединения			Нахлесточные соединения		
	P_L, кВт	v_w, м/мин	F, мм	P_L, кВт	v_w, м/мин	F, мм
CO_2	2,4	3	0	2,4	2,5	0
	3,6	4		3,6	3,0	
	5,0	6		5,0	6; 7	
Nd:YAG	2,0	3	0	2,0	2,0	0; –3
				3,0	3,0	
				4,0	4,0; 5,0	

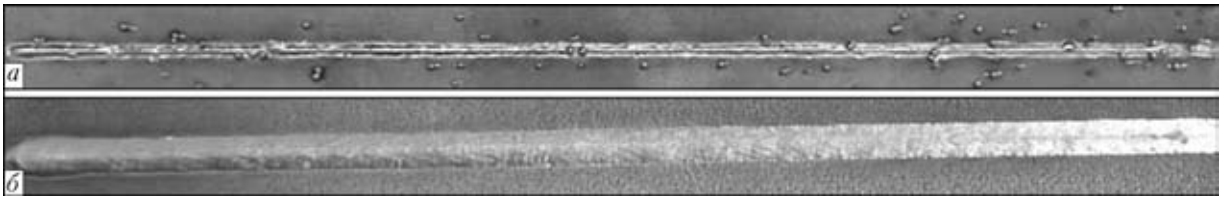


Рис. 1. Разбрызгивание на участке сварного шва длиной 150 мм, полученного Nd:YAG-лазером при скорости сварки v_w = = 4 м/мин с различными значениями положения фокуса относительно поверхности образца: *а* — F = 0; *б* — 3 мм

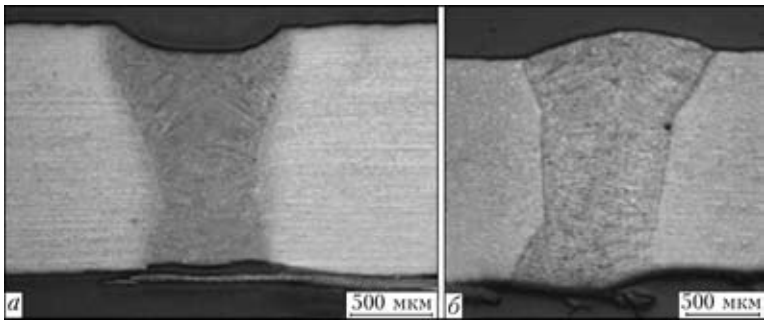


Рис. 2. Стыковой сварной шов, полученный с помощью механического (*а*) и лазерного (*б*) реза

Оксидирование поверхности сварных швов и образование цветов побежалости зависят от используемого защитного газа и способа его подачи. При сварке CO_2-лазером для достижения лучшего качества поверхности швов использовали метод шунтирования при подаче защитного газа. Полное устранение эффектов, связанных с окислением, было достигнуто в обоих типах лазерной сварки с использованием дополнительной накладки для подачи защитного газа.

Геометрия сварного шва существенно зависит от способа и качества подготовки сварных кромок. На образцах, полученных с помощью механического реза, не обеспечивалась регулярная форма кромок листа, что приводило к образованию зазора между свариваемыми пластинами, намного превышающим желаемый «нулевой» зазор. На рис. 2, *а* в качестве примера показана нерегулярная форма сварного шва с неполным заполнением и корневым подрезом.

Пример сварного шва, полученного с использованием лазерного реза при подготовке кромок, дающего удовлетворительный результат, приведен на рис. 2, *б*. Дополнительным преимуществом в этом случае является возможность сочетания лазерной сварки и резки в одном процессе, что может служить дополнительным преимуществом в промышленном производстве.

Радиографический контроль не выявил наличия трещин у швов, сваренных CO_2- и Nd:YAG-лазером.

Образование пор оказалось зависящим от типа лазера, режима проплавления, материала и скорости сварки. Интенсивное порообразование выявлено только для режима сварки с несквозным проплавлением у нахлесточного сварного соединения и более существенно проявлялось при сварке Nd:YAG-лазером. Оно возникало на режимах с наименьшей скоростью сварки в стандартных сплавах системы Cr–Ni (1.4301 и 1.4362). Это можно объяснить поведением парогазового канала: на малых скоростях сварки нестабильное течение металла вызывает схлопывание парогазового канала, приводящее к образованию пузырьков на его конце в нестабильной части сварочной ванны. В отличие от этого при больших скоростях сварки может быть достигнута лучшая устойчивость парогазового канала [14].

Микроструктура. Обе исследуемые аустенитные стали подвержены первичной кристаллизации по ферритно-аустенитному типу. Это следует из значений $Cr/Ni_{экв}$, приведенных в табл. 4, и подтверждается исследованием микроструктуры. Диаграммы Hammer and Svenson (H&S) и Hull обеспечивают приемлемую корреляцию между химическим составом и типом кристаллизации, принимая во внимание особое аустенитообразующее свойство марганца.

Высокие скорости охлаждения в результате лазерной сварки приводят к формированию дендритной микроструктуры с остаточным δ-ферритом (рис. 3). Скорость охлаждения влияет также на количество первичной ферритной фазы: при

Таблица 4. $Cr/Ni_{экв}$ и режимы кристаллизации для исследуемых сталей согласно диаграммам H&S и Hull

Марка стали	Hammer and Svenson			Hull			Тип кристаллизации
	$Cr_{экв}$	$Ni_{экв}$	$Cr/Ni_{экв}$	$Cr_{экв}$	$Ni_{экв}$	$Cr_{экв}/Ni_{экв}$	
1.4376	18,82	10,14	1,86	18,35	9,40	1,95	ФА
1.4162	23.10	6,32	3,66	22,72	6,00	3,79	Ф
1.4301	19,67	11.25	1.75	19,23	11,04	1,74	ФА
1.4362	23,06	7,65	3,02	23,02	7,66	3,01	Ф

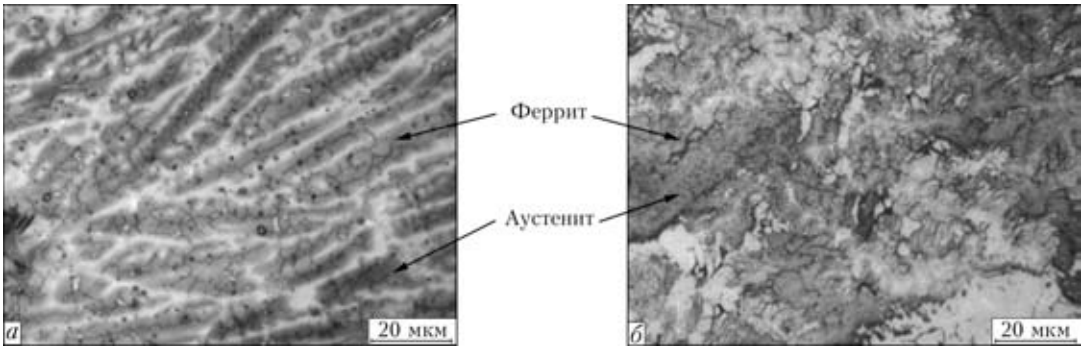


Рис. 3. Микроструктура металла сварного шва стали 1.4301 (*а*) и 1.4376 (*б*)

высоких скоростях наблюдается менее интенсивное превращение δ-феррита в аустенит.

Дуплексные нержавеющие стали характеризуются особыми свойствами благодаря сбалансированной двухфазной микроструктуре, состоящей примерно наполовину из феррита и аустенита. Металл сварного шва кристаллизуется в режиме формирования δ-феррита в соответствии с предсказанными Hull и H&S $Cr/Ni_{экв}$.

При использовании в качестве защиты чистого азота максимальная доля аустенитной фазы достигает 20 %. В сравнении с образцами, сваренными с использованием чистого аргона или аргон-гелиевой смеси, содержание аустенита существенно увеличивается (рис. 4).

При исследуемых условиях не было выявлено существенной разницы между количеством абсорбированного азота при сварке Nd:YAG- и CO_2-лазером. Из рис. 4 также видно, что дуплексная сталь 1.4162 имеет меньшую склонность к трансформированию аустенита, что может быть объяснено меньшим аустенитообразующим эффектом марганца по сравнению с никелем.

В целом влияние азота на формирование аустенита ограничено в связи с тем, что его абсорбции препятствуют малые размеры поверхности сварочной ванны, а также более высокое парциальное давление паров металла в парогазовом канале [17]. На микрошлифах образцов обоих дуплексных сталей 1.4362 и 1.4162 (рис. 4, *а*, *б*), сваренных с использованием чистого азота в качестве защитного газа, в основном присутствует аллотриоморфный и граничнозеренный аустенит, а также небольшое количество включений межзеренного аустенита.

Распределение микротвердости по Виккерсу, измеренной по центру сварного шва, приведено на рис. 5. Видно, что увеличение микротвердости в металле шва наблюдается в обоих дуплексных сталях, сваренных с использованием чистого азота в качестве защитного газа. Как более высокое содержание феррита, так и влияние азота приводят к увеличению твердости металла в этой области. В металле ЗТВ и основном металле были получены сравнимые друг с другом более низкие значения микротвердости.

Для аустенитных сталей зафиксировано только весьма незначительное увеличение микротвердости в металле ЗТВ и сварного шва. Твердость аустенитной стали 1.4376 при этом превышает значения твердости стандартной стали системы Cr–Ni из-за более высокого содержания азота.

Механические свойства. Механические свойства исследуемых сталей главным образом опре-

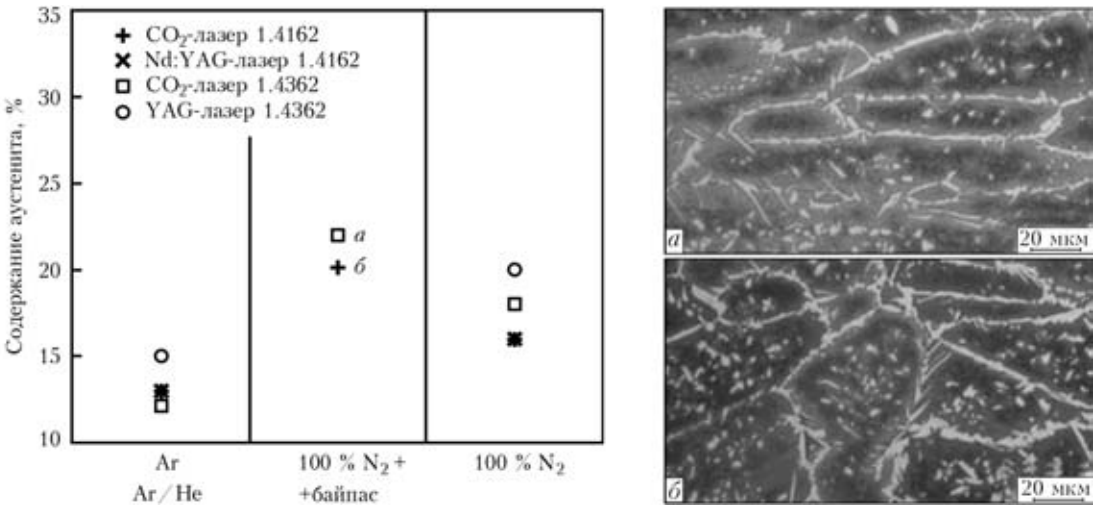


Рис. 4. Содержание аустенита в сварных швах дуплексных сталей, полученных сваркой CO_2- и Nd:YAG-лазером с использованием и без использования азота, и микроструктура металла швов (пояснения в тексте)

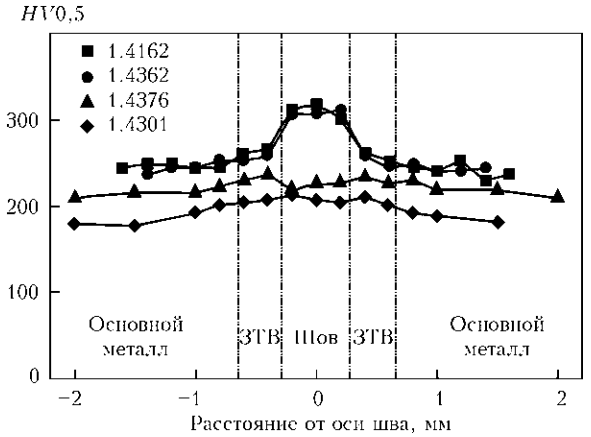


Рис. 5. Измерения микротвердости в середине сварного шва для исследуемых сталей

деляются соответствующей микроструктурой. Аустенитные нержавеющие стали характеризуются свойством механического упрочнения и могут иметь относительное удлинение порядка 50 %. Аустенитные стали, содержащие марганец, имеют не только высокую прочность благодаря высокому содержанию азота, но и высокую деформируемость.

Дуплексные стали отличаются более высокими механическими показателями, чем аустенитные благодаря сочетанию прочности и пластичности, обеспечиваемых соответственно ферритной и аустенитной фазами. Однако повышенное содержание феррита в металле шва из-за высоких скоростей охлаждения влияет, как и ожидалось, на механические свойства. Результаты испытаний на растяжение, проведенных для четырех образцов для каждой из исследуемых сталей, показывают, что прочность сварных соединений близка к прочности основного металла (табл. 5).

Разрыв имел место преимущественно в основном металле шва. Только по одному образцу сталей 1.4376 и 1.4362 порвались вдоль линии сплавления, что привело к более низким показателям измеренного предела прочности.

Коррозионные свойства. Результаты потенциодинамического теста показали, что для аустенитной нержавеющей стали 1.4301 были достигнуты более высокие показатели потенциала питтинговой коррозии E_{crit} и потенциала репассивирования E_{rep} в сравнении с легированной марганцем сталью 1.4376, что свидетельствует о более высоких коррозионных свойствах (рис. 6). В соответствии с полученными значениями E_{crit} аустенитная сталь 1.4301 по коррозионным характеристикам примерно эквивалентна лин-дуплексной стали 1.4162. Дуплексная сталь 1.4362 имеет наиболее высокие показатели коррозионной стойкости.

Таблица 5. Прочность на разрыв (МПа) сварных образцов в сравнении с основным металлом

Материал	1.4376	1.4301	1.4162*	1.4362*
Основной металл (среднее значение)	750	650	750	770
Сварной образец 1	740	665	750	760
Сварной образец 2	755	655	750	765
Сварной образец 3	700**	655	750	550**
Сварной образец 4	750	655	750	760*
* В чистом азоте. ** Разрыв вдоль линии сплавления.				

Так как содержание хрома в обоих аустенитных сталях примерно одинаково (см. табл. 1), становится очевидным, что содержание никеля существенно влияет на коррозионные свойства материала. В работе [11] было показано, что никель насыщает поверхностный слой металла во время активного растворения, чего нельзя сказать о марганце, что вероятно способствует образованию пассивированного слоя, снижая тем самым скорость растворения. Кроме того, влияние марганца на коррозионные свойства связана с повышенным количеством включений, например, оксидов марганца и хрома, которые представляют собой преимущественные очаги для питтинговой коррозии [6].

Во всех случаях поведение стыковых и нахлесточных сварных швов по отношению к питтинговой коррозии оказалось схожим (рис. 6), т. е. при данных условиях можно достичь высоких показателей качества сварных соединений.

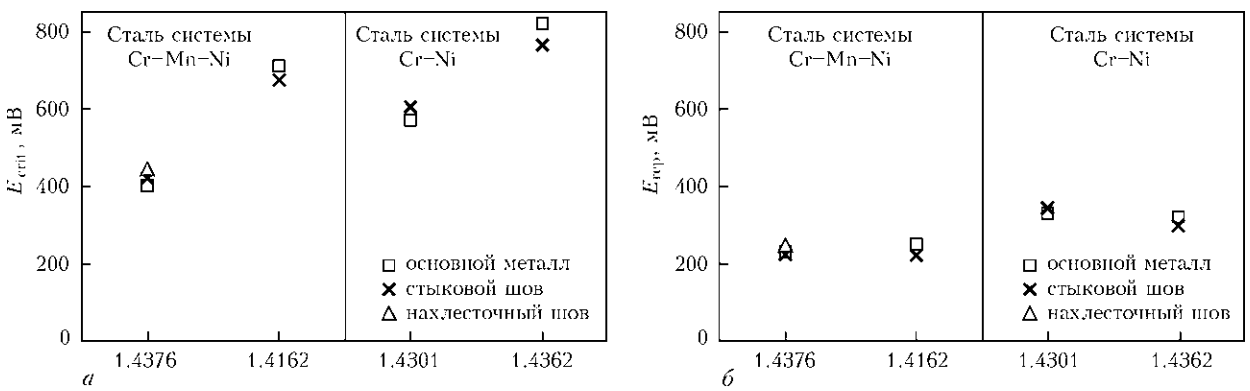


Рис. 6. Критические значения потенциала питтинговой коррозии E_{crit} (*а*) и потенциала репассивирования E_{rep} (*б*), полученные из кривых анодной поляризации для исследуемых сталей (образцы предварительно протравлены)

В заключение следует отметить, что лазерная сварка легированных марганцем аустенитных и аустенитно-ферритных нержавеющих сталей с использованием CO_2- и Nd:YAG-лазера оказалась пригодной для производства высококачественных стыковых и нахлесточных сварных соединений. Сварные швы всех исследуемых материалов показали прочность, твердость и коррозионную стойкость, соответствующую или близкую по значениям к основному металлу. При этом должны быть приняты во внимание следующие аспекты:

легированные марганцем стали в сравнении со стандартными сталями системы Cr–Ni более склонны к формированию брызг, вызванному нестабильностью процесса сварки;

возникновение пор связано с несквозным проплавлением при сварке внахлест и в значительной степени зависит от скорости сварки, т. е. данный сварочный дефект можно устранить соответствующим подбором параметров;

цвета побежалости на поверхности сварного шва могут быть устранены путем использования специальных накладок для подачи защитного газа за зоной сварки;

при подготовке кромок под сварку лазерный рез является более эффективным, чем механический, так как обеспечивает меньший зазор и более равномерный сварной шов;

использование азота в качестве защитного газа при лазерной сварке дуплексных сталей улучшает реформирование аустенита. Максимальная доля аустенитной фазы, полученной в результате экспериментов, составила порядка 20 %. Хотя доля аустенита относительно невелика, достижимое качество сварных соединений является удовлетворительным;

при исследовании коррозионных свойств установлено, что лин-дуплексная сталь марки 1.4162 сопоставима со стандартной аустенитной сталью 1.4301. Аустенитная сталь марки 1.4376, легированная марганцем, имеет наименьшую, а стандартная дуплексная сталь марки 1.4362 — наивысшую коррозионную стойкость.

Авторы статьи выражают благодарность Федерации индустриальных исследовательских ассоциаций (AiF Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen) и Немецкому федеральному министерству экономики и технологии (BMWi Bundesministerium fuer Wirtschaft und Technologie) за финансовую поддержку в рамках проекта 16208 N, «Лазерная сварка аустенитных и аустенитно-ферритных Cr–Mn–Ni сталей», а также Карин Шлехтер, Марко Ламмерс, Карен Штеллинг и Марине Мартен за огромный экспериментальный вклад в результаты данной работы.

1. *Hunt B.* Nickel in perspective. — Wood Mackenzie Ltd., 2010.
2. *Charles J.* The new 200-series: an alternative answer to Ni surcharge? Risks and opportunities // La Revue de Metallurgie-CIT. — 2007. — № 6. — P. 308–317.
3. *Application* study of an automotive structural part with nitrogen-alloyed high strength austenitic stainless steel / K. Kim, Y. Kim, Y. Lee et al. // Proc. of the SAE World Congress. Paper 2001-01-0884; 2004.
4. *Klueh R. L., Maziasz P. J., Lee E. H.* Manganese as an austenite stabilazer in Fe–Cr–Mn–C–steels // Materials Sci. and Eng. A. — 1988. — **102**, № 1. — P. 115–124.
5. *Singhal L. K.* Stainless steels recent developments and outlook: demand, capacity and product development // Joint India/OECD/IISI Workshop. — 2006. — **15**. — P. 21.
6. *Toor I., Hyun P. J., Kwon H. S.* Development of high Mn–N duplex stainless steel for automobile structural components // Corrosion Sci. — 2008. — **50**, № 2. — P. 404–410.
7. *Zuev L. B., Dubovik N. A., Pak V. E.* Nature of hardening of high-nitrogen steels based on iron-chronium-manganese austenite // Steel in Translation. — 1997. — **27**, № 10. — P. 71–75.
8. *Myslowicki S.* Das auscheidungs- und Korrosionsverhalten eines stickstofflegierten, austenitischen Chrom–Nickel–Stahls mit abgesenkten nickelgehalt. Shaker Verlag, 2007.
9. *Energy* absorption behaviour of austenitic and duplex stainless steels in a crash box geometry / E. Ratte, S. Leonhardt, W. Bleck et al. // Steel Res. Intern. — 2006. — **77**, № 9/10. — P. 692–697.
10. *Honeycombe J., Gooch T. G.* Effect of manganese on cracking and corrosion behavior of fully austenitic stainless-steel weld-metals // Metal Construction and British Welding J. — 1972. — **4**, № 12. — P. 456–460.
11. *Properties* of various low-nickel stainless steels in comparison to AISI 304 / F. Falkenberg, E. Johansson, J. Larsson, T. Taulavuori // Stainless steel world conf. & Expo 2007, Maastricht, 2007. — P. 355–371.
12. *Tzaneva B. R., Fachikov L. B., Raicheff R. G.* Pitting corrosion of Cr–Mn–N steel in sulphuric acid media // J. of Applied Electrochemistry. — 2006. — **36**, № 3. — P. 347–353.
13. *Comparison* of anodic polarization and galvanic corrosion of a low-nickel stainless steel to 316LS and 22Cr–13Ni–5Mn stainless steels / L. D. Zardiackas, S. Williamson, M. Roach, J. A. Bogan // Stainless steels for medical and surgical applications. — 2003. — **1483**. — P. 107–118.
14. *Katayama S.* Fundamentals of fiber laser welding // Proc. of the Intern. colloquium high power laser welding. — Berlin, 2009.
15. *Mechanical* properties of duplex stainless steel laser joints / V. Amigo, V. Bonach, L. Teruel, A. Vicente // Welding Intern. — 2006. — **20**, № 5. — P. 361–366.
16. *Brooks J. A.* Weldability of high N, high Mn austenitic stainless steel // Welding Res. Suppl. — 1975. — № 6. — P. 189–195.
17. *Nitrogen* absorption by iron and stainless steels during CO_2 laser welding / W. Dong, H. Kokawa, Y. Sato, S. Tsukamoto // Metallurgical and Materials Transactions B. — 2003. — **34**, № 2. — P. 75–82.

Features of laser welding with CO_2- and ND:YAG lasers of sheet butt joints on austenitic and austenitic-ferritic stainless steels were studied, including those with higher manganese content. Experimental evaluation of process stability, weld metal structure formation, its mechanical properties and corrosion resistance, was obtained. A conclusion was made on laser welding applicability in industry.

Поступила в редакцию 02.07.2011

УДК 621.791.927.54

ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ТИТАНА АРГОНОДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ

В. П. ПРИЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, **С. Б. РУХАНСКИЙ**, инж., **С. В. АХОНИН**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Н. Ф. ГАДЗЫРА, д-р техн. наук, **Н. К. ДАВИДЧУК**, канд. техн. наук
(Ин-т проблем материаловедения НАН Украины)

Приведены результаты комплексных исследований по созданию принципиально нового наплавочного материала — титановой присадочной порошковой проволоки, предназначенной для получения на поверхности титановых сплавов износостойких слоев. Разработан процесс наплавки аргоновой дугой, управляемой внешним поперечным переменным магнитным полем. Показано, что наплавленный металл повышает триботехнические поверхностные характеристики титана ВТ-1 в 10 раз.

Ключевые слова: дуговая наплавка, титановая порошковая проволока, аргон, износостойкость наплавленного слоя, управляемое магнитное поле

Титановые сплавы все больше находят применение в энергетическом машиностроении, автомобилестроении, аэрокосмической технике, самолетостроении и других областях промышленности. Однако независимо от типа и системы легирования титановые сплавы склонны к контактному схватыванию при трении и, как следствие, к значительному износу и механическим повреждениям контактных поверхностей. Склонность к схватыванию является существенным недостатком титановых сплавов, который затрудняет, а в ряде случаев делает невозможным их использование в узлах трения машин и механизмов. Для улучшения триботехнических свойств деталей из титановых сплавов используют те же технологии обработки трущихся поверхностей, что и для других металлов: химико-термическую обработку, гальванопокрытие, напыление, лазерное и электроискровое поверхностное легирование и др. Однако эффективность этих технологий на титановых сплавах, как правило, невысокая и не отвечает необходимым требованиям. Так, при химико-термической обработке толщина слоя не превышает 100 мкм, гальванопокрытия быстро разрушаются, при плазменном покрытии толщина наносимого слоя не превышает 0,35 мкм, при лазерном и электроискровом поверхностном легировании глубина расплавленной зоны составляет не более 120 мкм. Существенными недостатками таких покрытий являются ограничение толщины наносимого слоя, а также его растрескивание. Наиболее перспективно использование процесса дуговой наплавки разработанными для этой цели композиционными материалами и сплавами, содержащими карбиды [1].

Авторы работы [2] разработали износоустойчивый материал на титановой основе для наплавки, дисперсионно-упрочненный карбидами. Предложенный сплав обеспечивает при наплавке на детали из титана высокие триботехнические свойства наплавленной поверхности. Однако низкая деформационная способность этого сплава не позволяет создать из него материал в виде присадочной проволоки. Отсутствие таких материалов в значительной мере тормозит создание надежного технологического процесса, который бы позволил изменять поверхностные свойства титановых деталей с помощью аргонодуговой наплавки в автоматическом режиме.

Целью настоящей работы являлось создание принципиально нового типа наплавочного материала для титана, который позволял бы получать на поверхности титановых деталей наплавленный слой с необходимым уровнем трибологических свойств, а также разработать процесс его наплавки с помощью аргоновой дуги.

Разработанный наплавочный материал создан на основе титановой порошковой проволоки, представляющей собой оболочку из технического титана марки ВТ1-00, внутри которой находится сердечник [3]. В состав сердечника введен композиционный порошок, полученный в результате взаимодействия наноразмерного нестехиометрического карбида кремния в виде его твердого раствора углерода с титаном.

Синтез твердого раствора углерода в карбиде кремния обеспечивается в системе дисперсный кремний — терморасширенный графит, что приводит к развитию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) нестехиометрического карбида кремния с пониженным значением параметра решетки [4]. Особенность предложенного процесса заключается в том, что бла-

© В. П. Прилуцкий, С. Б. Руханский, С. В. Ахонин, Н. Ф. Гадзыра, Н. К. Давидчук, 2012

годаря структурным особенностям ТРГ при его механическом смешивании с дисперсным кремнием формируются конгломераты частичек с сотоподобной структурой. Такое структурное состояние шихты позволило модифицировать метод СВС за счет его инициации в микрообъемах и интенсификации газотранспортных реакций. Выполнение определенных операций по подготовке терморасширенного графита, степени температурной обработки шихты создает условия для развития «тлеющего» СВС карбида кремния. В таких неравновесных условиях синтеза формируется характерное структурное состояние, обусловленное нарушением стехиометрии, что приводит к созданию нанокомпозиционной структуры частичек, подобной состоянию твердого раствора углерода в карбиде кремния [4].

Исследования структуры этих частичек, характеризующихся пониженным значением параметра решетки, показали, что в процессе «тлеющего» СВС формируются такие состояния, которые обусловлены наличием в структуре планарных углеродных дефектов. Концентрация таких дефектов не превышает 1 ат. %, что приводит к формульному содержимому карбида кремния, равному $Si_{0,993}C_{1,007}$ [5].

Развитие экзотермической реакции в смеси порошка синтезированного карбида кремния (твердого раствора углерода в карбиде кремния) с электролизным порошком титана приводит к формированию новых фаз: карбонитрида и силицида титана (TiC_xN_y и Ti_xSi_y). Изменение соотношения масс между компонентами шихты позволяет получать разные формульные состояния карбонитрида и силицида титана, что является следствием неравновесности процесса и экзотермичности реакции между карбидом кремния и титаном. В результате оптимизации состава шихты установлено соотношение компонентов, равное 25SiC–75Ti. Это позволило сформировать высокодисперсный композиционный порошок, содержащий карбонитрид $TiC_{0,4}N_{0,6}$ и силицид титана Ti_5Si_3, используемый в качестве сердечника порошковой проволоки.

С целью предупреждения возникновения пор при наплавке и повышения плотности наплавленного металла в шихту сердечника ввели флюсовую составляющую, содержащую фториды щелочноземельных металлов.

Следует отметить целесообразность выполнения наплавки аргонодуговым методом, который является наиболее распространенным и универсальным при автоматической сварке титана. Главное отличие процесса наплавки от сварки состоит в том, что при наплавке необходимо обеспечить минимальную глубину проплавления основного металла. Выполнить это требование при использовании свободногорящей аргоновой дуги весьма затруднительно, поскольку происходит неконтролируемое глубокое проплавление основного металла по центру столба дуги. Вследствие этого наплавляемый материал смешивается с основным, что приводит к анизотропии свойств наплавленного слоя как по высоте, так и по длине. Кроме того, изменять таким методом ширину наплавленного слоя за один проход достаточно проблематично.

Для регулирования ширины наплавленного слоя и одновременного уменьшения глубины проплавления основного металла использовали внешнее переменное поперечное магнитное поле, позволяющее управлять процессом формирования наплавляемого слоя [6].

В результате проведенных исследований разработан процесс изготовления присадочной порошковой проволоки диаметром 3 мм, а также установлены основные параметры магнитного поля, обеспечивающие получение наплавленного слоя необходимых параметров за один проход. Так, изменение значения магнитной индукции B в пределах 6,2…7,5 МТл при частоте f = 4 Гц позволяет получать наплавленный слой шириной до 20 мм при глубине проплавления не более 2 мм (рис. 1).

Наплавленный слой металла имеет удовлетворительное формирование (рис. 2, *а*) и практически не имеет пор (рис. 2, *б*). Исследование микроструктуры слоев наплавленного металла показало наличие равномерной дендритной структуры (рис. 3). Характерные структурные особенности, которые наблюдаются в центральной части наплавки, сохраняются и непосредственно вблизи зоны сплавления, что свидетельствует о стабильности функциональных свойств наплавленного слоя металла во всем объеме.

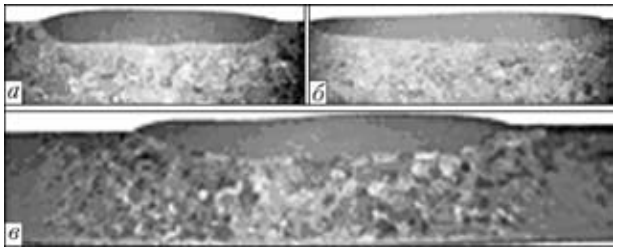


Рис. 1. Влияние значений магнитной индукции на ширину наплавленных слоев: *а* — *B* = 6,2 мТл (S1); *б* — 7 (S2); *в* — 7,5 (S3)

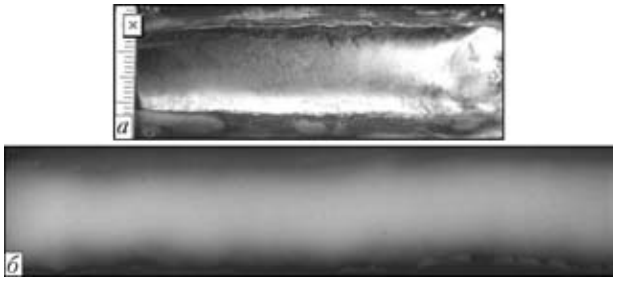


Рис. 2. Внешний вид (*а*) и рентгеновский снимок (*б*) наплавленного слоя

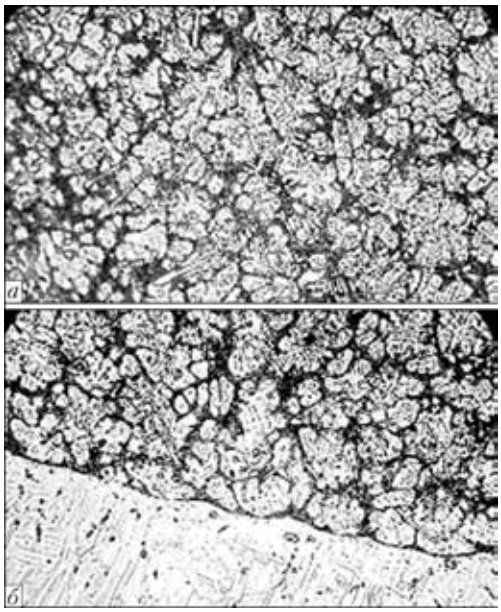


Рис. 3. Микроструктура (×200) центральной части наплавленного слоя металла (*а*) и зоны сплавления (*б*)

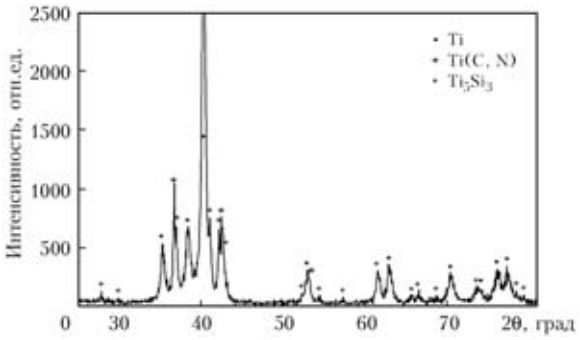


Рис. 4. Типичная рентгенограмма металла наплавленного слоя на основу ВТ1-1

Исследование фазового состава металла наплавленного слоя с помощью рентгеновского дифракционного анализа показывает, что он состоит из трех фаз: α-Ti, достехиометрического карбида титана TiC_x ($x \approx 0{,}5$), в котором часть атомов углерода замещена атомами азота, и высокотемпературной фазы силицида титана Ti_5Si_3 (рис. 4).

Оценка свойств металла наплавленных слоев показала, что значения микротвердости (*HV* 0,2) достигают 14…15 ГПа, а твердости (*HV* 30) — 9,0…9,5 ГПа.

Трибологические испытания выполняли на образцах наплавленного металла (S1, S2, S3), полученных на разных режимах (см. рис. 1). Для сравнения исследовали трибологические свойства основы ВТ1-1. Износостойкость оценивали по потере массы образцом на пути трения 1 км. Полученные результаты испытаний представлены на рис. 5.

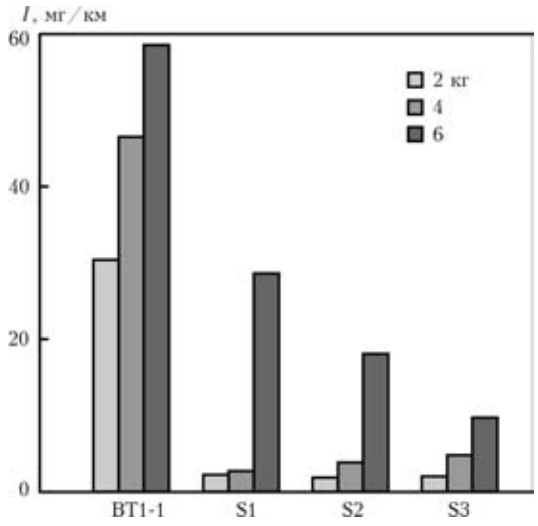


Рис. 5. Зависимость интенсивности износа образцов *I* от нагрузки

Сравнив интенсивность износа (потерю массы) наплавленных образцов с таким же показателем образца основы, видно, что наплавленные образцы превосходят износоустойчивость основы при нагрузках 2 и 4 кг практически на порядок. При нагрузке 6 кг износоустойчивость наплавленных образцов уменьшается, но в сравнении с основой она в 2…6 раз выше. Износ контртела (сталь 45, *HRC* = 45…48) уменьшается при нагрузках 2 и 4 кг в 5…7 раз, а при 6 кг — в 2,6…2,8 раза.

Таким образом, выполненные исследования позволили установить принципиальную возможность повышения триботехнических характеристик поверхности пластин сплава титана ВТ1-1 в 10 раз.

1. *Замков В. Н., Ванжула Т. В., Прилуцкий В. П.* Повышение износостойкости деталей из титановых сплавов // Автомат. сварка. — 2003. — № 8. — С. 31–35.
2. *Wear* resistant titanium alloys / W. Takahashi, M. Okada, Y. Shida, M. Nakanishi // Netsu Shori = J. Jap. Soc. Heat Treat. — 1993. — **33**, № 5. — P. 283–288.
3. *Пат. 3883713 США, МКИ В 23к 35/22.* Порошковая проволока / С. М. Гуревич, В. Н.Замков, В. П. Прилуцкий и др. — Опубл. 13.05.1975.
4. *Гадзыра Н. Ф., Гнесин Г. Г.* Технологические аспекты синтеза наночастиц твердого раствора углерода в карбиде кремния и нанокомпозиционных порошков на его основе. Нанокристаллические материалы // Тр. ИПМ им. И. Н. Францевича. Сер. «Физико-химические основы порошковых материалов». — Киев, 2003. — С. 64–75.
5. *Гадзыра Н. Ф., Гнесин Г. Г., Михайлик А. А.* Сегрегационные явления в порошках неравновесного твердого раствора с избытком атомов углерода, замещающих атомы кремния в структуре SiC // Сверхтвердые материалы. — 2005. — № 5. — С. 56–64.
6. *Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P.* Narrow-croove welding proves its worth on thick titanium // Welding J. — 1996. — № 5. — P. 37–41.

Given are the results of comprehensive investigations on development of a fundamentally new cladding consumable: the titanium flux-cored filler wire, aimed at deposition of wear-resistant layers on the surface of titanium alloys. Described is the process developed for cladding with the argon arc controlled by the external transverse alternating magnetic field. It is shown that the deposited metal provides a 10 times increase in tribotechnical surface properties of titanium VT1-1.

Поступила в редакцию 08.11.2011

УДК 621.791.18

КОМБИНИРОВАННЫЙ ДИФФУЗИОННЫЙ СПОСОБ СОЕДИНЕНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕПЛООБМЕННОЙ СИСТЕМЫ

Ю. А. ХОХЛОВА, **В. Е. ФЕДОРЧУК**, **М. А. ХОХЛОВ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Экспериментально установлена возможность соединения нержавеющей стали с алюминием при пониженных температурах благодаря нанесению на сталь напыленного слоя технического алюминия и жидкого галлия при различной временной экспозиции. Оптимизация микроструктуры и свойств участка диффузионной зоны обеспечивается при кратковременном нагреве проходящим током низкого напряжения.

Ключевые слова: сварка в твердой фазе, биметалл, алюминий, сталь, галлий, адгезия, активатор адгезии, реактивная диффузия, моделирование реактивной диффузии, метод молекулярной динамики, наноиндентирование, коэффициент диффузии

При разработке и изготовлении новых образцов сложной техники часто применяют специальные методы соединения разнородных материалов типа металл–неметалл, металл–полупроводник и металл–металл в различных сочетаниях. При этом в ряде случаев технология должна обеспечивать получение надежного соединения при температурах, не превышающих 250 °С, поскольку нагрев может привести к необратимым структурным изменениям и снижению (потере) служебных свойств материалов и изделия в целом. Кроме того, к соединениям предъявляются высокие требования по механическим свойствам, вакуумной плотности, электропроводности и др.

Целью настоящей работы являлось изыскание низкотемпературного способа соединения нержавеющей стали и алюминиевого сплава. Решение этой задачи позволит создать биметаллические узлы для теплообменных систем микроэлектроники аэрокосмического назначения (рис. 1). Узел в сборке представляет собой трубу из нержавеющей стали 12Х18Н9Т с внешним диаметром 25 мм во фланце из алюминиевого сплава АМг5 длиной 100 мм.

Перспективной технологией для получения биметаллических соединений при температурах до 250 °С является, на наш взгляд, диффузионный процесс с применением галлия [1]. Галлий плавится при температуре около 30 °С, хорошо смачивает и растворяет большинство металлов и затвердевает с увеличением объема, что позволяет применять его как активатор адгезии соединяемых поверхностей с последующей объемной диффузией. Активация заключается в механохимическом процессе, включающем фрагментацию, отслаивание и растворение оксидных пленок, смачивание ювенальных поверхностей, а также меж- и внутризеренную диффузию. Механохимическая активация приводит к увеличению растворимости труднорастворяющихся веществ, ускорению химических реакций, повышению каталитических и улучшению физико-технических свойств, понижению температуры активации поверхностей материалов при твердофазном процессе их соединения [2].

Для формирования прочного сталеалюминиевого соединения и предупреждения его охрупчивания на поверхность стальной трубы напыляли слой технического алюминия АД1 (рис. 2). Процесс напыления осуществляют микроплазменным методом, т. е. нагревом, диспергированием и переносом конденсированных частиц распыляемого материала с формированием на подложке слоя толщиной 200 мкм. Для напыления применяли установку «МПН-004», позволяющую наносить алюминий при температуре подложки до 150 °С. Формирование металлических покрытий с закреплением твердых металлических частиц, характеризующихся большой кинетической энергией, на поверхности подложки происходит в процессе вы-

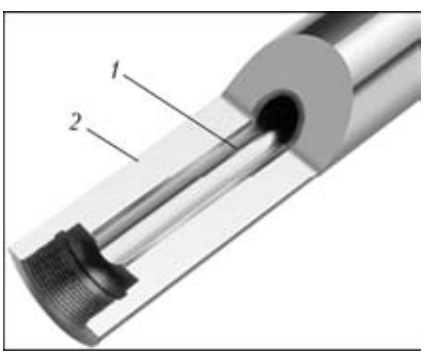


Рис. 1. Биметаллический блок теплообменной системы: *1* — нержавеющая сталь; *2* — алюминий

© Ю. А. Хохлова, В. Е. Федорчук, М. А. Хохлов, 2012

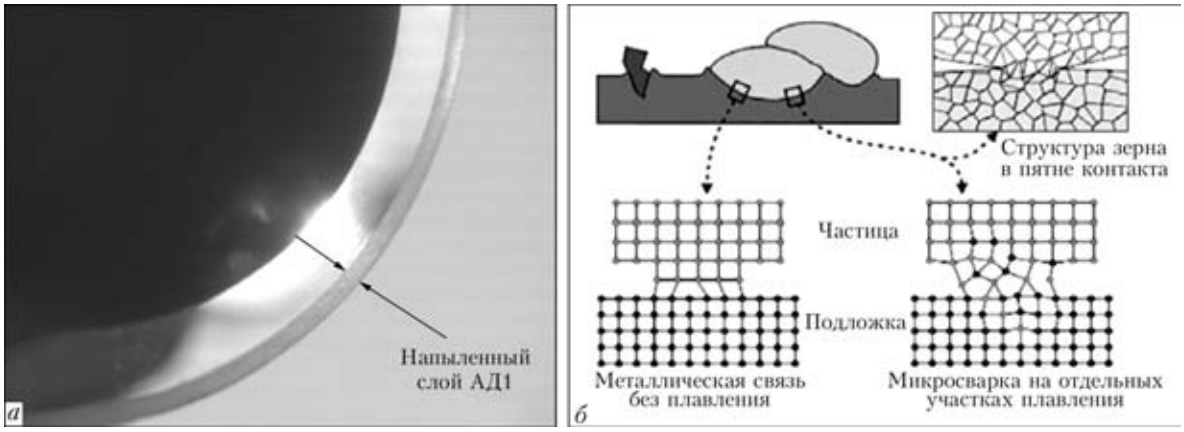


Рис. 2. Фрагмент нержавеющей трубы с напыленным слоем АД1 (*а*) и схема формирования металлического покрытия (*б*)

Таблица 1. Физические свойства соединяемых материалов

Материал	Удельная теплоемкость, Дж/(кг·К), при 100 °С	Коэффициент линейного температурного расширения $\cdot 10^6$, $К^{-1}$, при 100 °С	Коэффициент теплопроводности, Вт/(м·К)	Модуль Юнга, ГПа	Температура плавления, °С
Алюмниевый сплав АМг5	922	24,7	126	71	625
Алюминий технический АД1	945	24	226	71	660
Сталь нержавеющая 12Х18Н9Т	469	17	16	189	1300
Галлий технический	—	—	28,1	10...45	30,15

сокоскоростного удара (рис. 2, *б*), что обеспечивает высокие адгезионные свойства.

По значениям коэффициента линейного температурного расширения материалы биметаллического узла максимально близки, обеспечивая, тем самым, прочное соединение без коробления деталей (табл. 1). По коэффициенту теплопроводности материалы для теплообменной системы подобраны таким образом, что радиатор из сплава АМг5 через прослойку промежуточного металла (галлий) обеспечивает теплоотвод от стального сердечника.

Галлий на соединяемые поверхности наносили толщиной 0,05…0,15 мм методом механического натирания, соединяли детали по сопрягаемым поверхностям и проводили диффузионное отвердение галлиевой прослойки при нагреве узла в вакуумной печи или проходящим током до 140 и 250 °С. Преимуществом второго нагрева является его кратковременность и выделение тепла главным образом в зоне контакта соединяемых поверхностей. В результате быстрее инициируется реактивная диффузия, снижается тепловыделение в материал и сокращается глубина диффузионного слоя, что благоприятно влияет на микроструктуру и механические свойства соединения. Условием формирования качественного соединения является плотная подгонка деталей и удаление грата галлия с торцов. Галтели галлия, заполняющие торцевые зазоры изделия при отвердевании с увеличением объема, могут привести к образованию протяженных трещин по объему алюминиевого фланца. Температуру в процессе нагрева контролировали с помощью термопары и тепловизора «Fluke Ti25».

Анализ структуры и распределения химических элементов показал, что диффузия галлия происходит в направлении сплава АМг5, в то время как в стали химического присутствия галлия не обнаружено (рис. 3). При этом происходит многостадийный процесс формирования метастабиль-

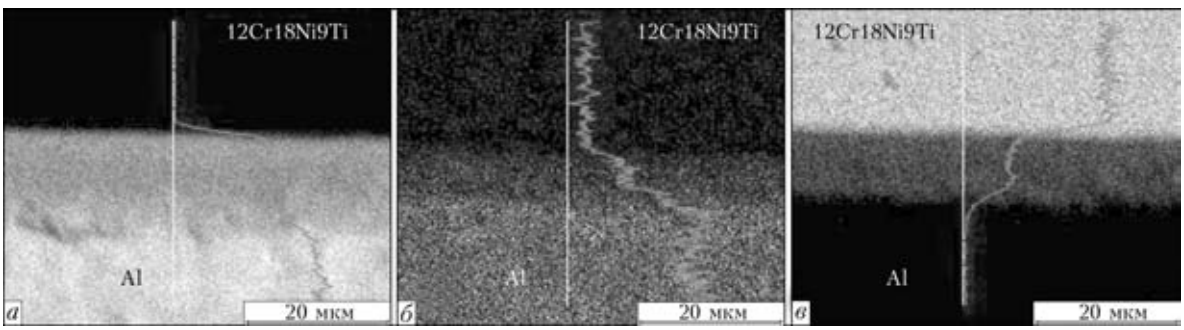


Рис. 3. Карты распределения алюминия (*а*), галлия (*б*) и железа (*в*) по сечению соединения нержавеющей стали с алюминием (РЭМ)

ных фаз из основных легирующих элементов сплава АМг5 и галлия с формированием твердого интерметаллидного слоя и повышением температуры его плавления [3]. Анализ двойных диаграмм равновесного состояния показал, что температура перехода в жидкое состояние интерметаллидов систем Ga–Mg и Ga–Zn составляет более 285 °С, а для системы Cu–Ga от 254 до 1000 °С.

Жидкий галлий диффундировал вдоль зерен алюминия (рис. 4) на глубину до 3 мм. В результате в зазоре и прилегающем объеме алюминия образовался слой твердого раствора и интерметаллидные фазы. Электронно-микроскопические исследования на просвет тонкой структуры зоны соединения АД1/АМг5 через прослойку галлия показали следующее. Для структуры АД1 характерно сравнительно равновесное состояние, о чем свидетельствует формирование равноосной субструктуры, равномерно распределенной по всему объему металла, прилегающего к плоскости соединения, а также формирование совершенных (стянутых) границ и субграниц (рис. 5, *а*).

Структура в зоне соединения (со стороны АМг5) характеризуется формированием структурно-фазовых образований (прослоек), имеющих четкую ориентацию вдоль линии нанесения галлия с толщиной прослоек около 0,81…1,1 мкм, и различным фазовым составом. Некоторая часть прослоек представляет собой практически чистый галлий. Галлиевые участки прослоек имеют либо столбчатую субструктуру с направлением роста перпендикулярно линии нанесения галлия (рис. 5, *б*), либо сравнительно равноосную структуру Ga-фаз (рис. 5, *в*) с внутризеренными выделениями Ga_2Mg-фаз. Для галлийсодержащих областей таких прослоек характерно равновесное состояние структуры.

Следует отметить, что усложнение прослоек по фазовому составу наблюдается по мере смещения от линии нанесения галлия в сторону АМг5. Так, по мере удаления на расстояние до 300 мкм от плоскости соединения наблюдается формирование структурно-фазового состояния, отличающегося увеличением объемной доли дисперсных фазовых выделений ($h \times l \sim$ ~ 0,03×0,06 мкм; 0,06×0,1 мкм; 0,03×0,37 мкм; $d \sim$ 0,03…0,1 мкм) состава Ga_2Mg, Ga_2Zn, Al_6CuMg_4, Al_2CuMg, Cu_9Ga_4. При этом, кроме плотно- и равномерно распределенных дисперсных фаз различного стехиометрического состава, в диффузионной зоне наблюдаются и фазовые образования особого типа — это более массивные ($h \times l \sim$ 0,65×1,7 мкм; 0,73×1,07 мкм; 0,75×2,35 мкм), протяженные «ленточного типа» фазы сложного состава, формирующиеся в направлении параллельно линии сплавления (рис. 5, *г*).

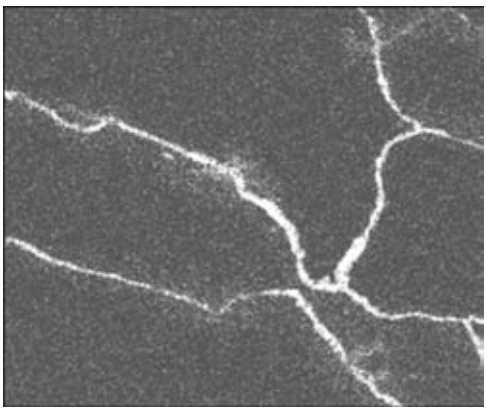


Рис. 4. Карта распределения галлия в объеме сплава АМг5 в результате реактивной диффузии (×1000) (РЭМ)

Структура такого типа фазовых образований достаточно четко просматривается на ПЭМ-изображениях, а состав соответствует: Ga_2Mg с дисперсными Ga_2Zn; Cu_9Ga_4 размерами $d \sim$ 0,017…0,03 мкм. Кроме того, что особо характерно, фазовые выделения «ленточного» типа по контуру окружены оторочками, состоящими из плотных скоплений весьма дисперсных фаз различного состава: Ga_2MgGa_2Zn; Cu_9Ga_4 и др. Таким образом, можно утверждать, что рост диффузионного слоя проходит с увеличением объема за счет поворота зерен АМг5 при росте новообразованных фаз.

Подобное градиентное распределение фаз, их определенная четкая направленность способствует и неравномерности в распределении дислокационной плотности, а следовательно, формированию концентраторов напряжений в соответствующих зонах исследуемого соединения. При испытании наноиндентированием [4,5] влияния реактивной диффузии галлия на свойства сплава

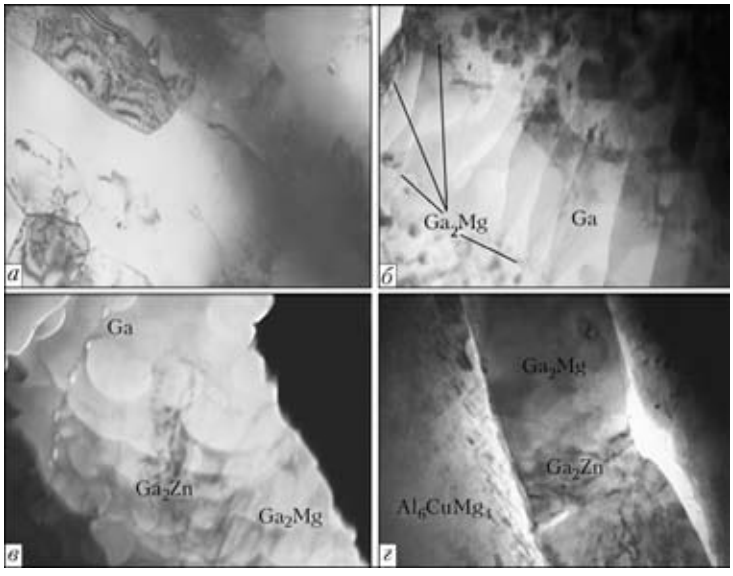


Рис. 5. Микроструктура АД1 (*а*) (×15000); слоистые округлые и столбчатые фрагменты галлия (*б*, *в*) и фазы (*г*) в межзеренном пространстве сплава АМг5 (×50000) (ПЭМ)

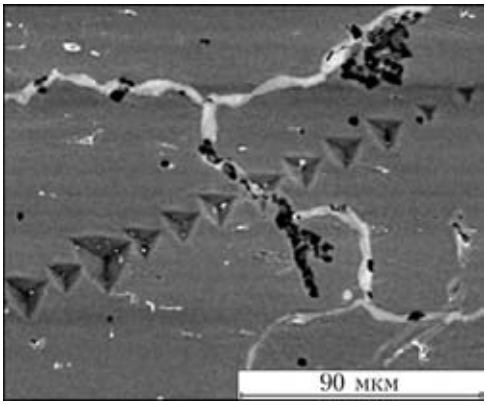


Рис. 6. Микроструктура сплава АМг5 с отпечатками индентора (РЭМ)

Таблица 2. Зависимость ширины диффузионного слоя от временной экспозиции и коэффициента диффузии при нагреве до 140 °С

Температура, °С	Ширина диффузионного слоя, см	Время, за которое диффузия прошла на данную глубину, с	Коэффициент диффузии× $\times 10^{-7}$, $см^2/с$
50 (печь)	0,13	36000	2,35
140 »	0,15	36000	3.13
140 »	0,30	86400	5,20
140 (ток)	0,01	60	4,76
140 »	0,02	120	33.3
250 »	0,05	210	104,0

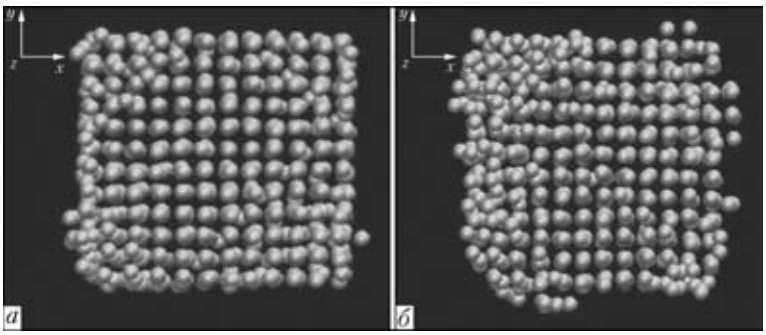


Рис. 7. Динамика изменения кристаллической решетки алюминия с повышением температуры (объемное моделирование методом молекулярной динамики): *а* — T = 140; *б* — 250 °С

АМг5 зафиксировано аномальное адсорбционное снижение прочности и размягчение металла («эффект Ребиндера») [6]. На рис. 6 показано отличие размеров отпечатков индентора Берковича в центральной и зернограничной области структуры образца сплава АМг-5, при нагреве до 250 °С в вакуумной печи в течение 1 ч.

Стабилизация механических свойств алюминия происходит при окончательной кристаллизации твердожидких фаз с галлием. Продолжительность затвердевания соответствует времени прорастания новых фаз на толщину нанесенной прослойки галлия [7]. Определение момента стабилизации микроструктуры при минимальной ширине диффузионной зоны и достижение удовлетворительных механических свойств в зависимости от времени нагрева моделировали экспериментально и методом молекулярной динамики при температурах 50, 140 и 250 °С. Известно, что механизм диффузии галлия в алюминий в основном связан с соотношением атомных радиусов: приближение размеров атомов галлия и алюминия способствует диф-

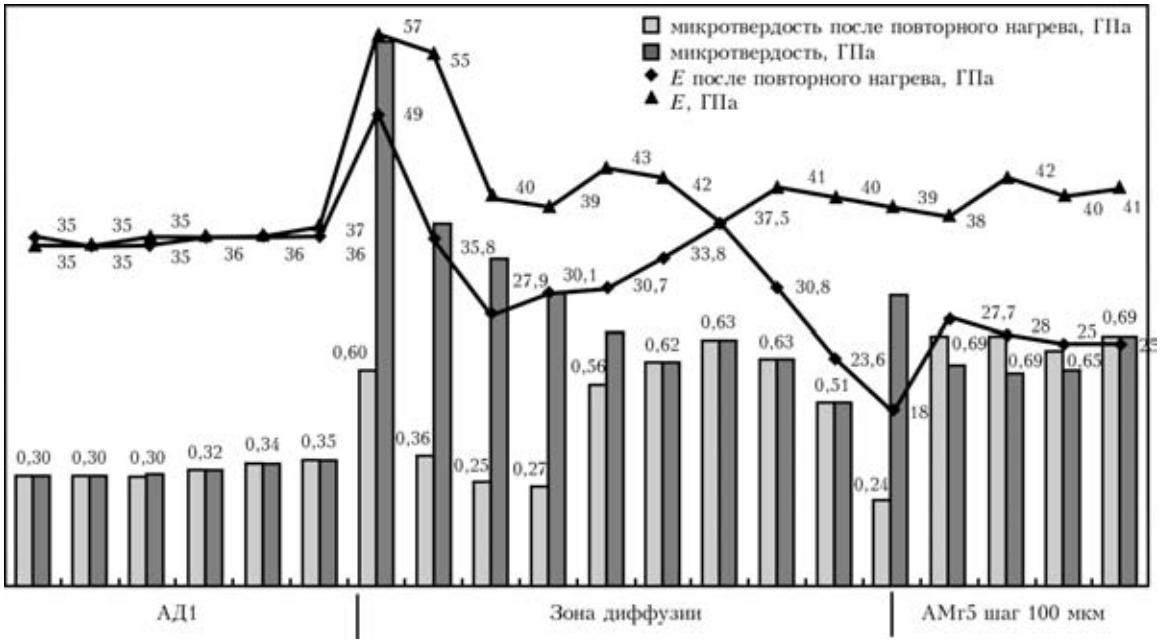


Рис. 8. Диаграмма распределения твердости (по Мейеру) и модуля Юнга E в диффузионном соединении на границе АД1 с АМг5 при нагреве током до 140 °С и после повторного нагрева до 280 °С

фузии галлия по вакансиям алюминия. Поэтому моделирование динамики изменения атомной решетки алюминия проводили по вакансионному механизму. В модели рассматривали ограниченное количество атомов (5325), но столько, чтобы эксперимент имел физический смысл. Трехмерные модели кристаллической решетки заданы соответственно периоду решетки алюминия. Результатом моделирования являются координаты атомов на каждом шаге. По разнице координат определяется смещение атомов. Из всех смещений атомов не учитываются смещения без перескока (колебание атома вокруг узла). С помощью смещений, которые дают перескок, рассчитывали коэффициент диффузии. Энергию активации определяли по графику Аррениуса в координатах ln $D(1/T)$ по тангенсу угла.

Увеличение количества перескоков атомов, дающих вклад в диффузию, обусловлены большей активностью атомов с повышением температуры [8] (рис. 7, *а*) и возрастает от 28 (при 50 °С) до 4346 (при 250 °С). Коэффициенты диффузии составляют: $2{,}86\cdot10^{-10}$ м^2/с для 50 °С, $7{,}56\cdot10^{-10}$ м^2/с для 140 °С и $4{,}74\cdot10^{-9}$ м^2/с для 250 °С. Энергия активации 0,62 эВ.

Экспериментальное моделирование зависимости роста диффузионного слоя от температурно-временной экспозиции образцов АД1–галлий–АМг5 подтвердило общую тенденцию (табл. 2) — с повышением температуры и времени термообработки реологические свойства галлия усиливаются и формируется обширная диффузионная зона.

Далее для определения оптимальной температуры и времени процесса, при которых структура диффузионного слоя сохранит свойства, проведена повторная термообработка всех образцов в печи до 280 °С в течение 10 ч. Установлено, что в образцах, полученных при температуре 140 °С пропусканием тока, не наблюдается существенного изменения как микроструктуры диффузионного слоя, так и его механических свойств (рис. 8).

При испытании прочности на сдвиг (рис. 9, *а*) по ГОСТ 6996–66 (толщина материала a = 6 мм, рабочая область l = 125 мм, захват h = 60 мм, нахлест b = 40 мм) разрушающая нагрузка F составила 4710 Н, напряжение сдвига соответственно 2,94 МПа, что значительно превышает минимально требуемое по техническому заданию (0,2 МПа). На фрактографии плоскости разрыва (рис. 9, *б*) видно, что при сборке соединения произошло полное смачивание и схватывание соединяемых поверхностей с минимальным краевым эффектом. Согласно техническому заданию суммарная площадь дефектов соединения менее 10 %.

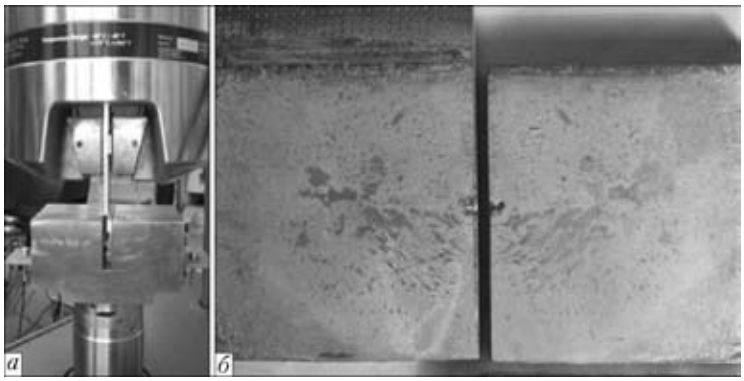


Рис. 9. Испытание прочности на сдвиг на разрывной сервогидравлической машине MTS (*а*) плоского нахлесточного образца диффузионного соединения АМг5–галлий–АД1 (*а*) и фрактография образца после испытания (*б*)

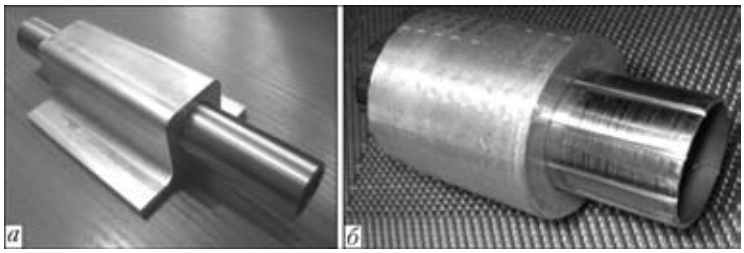


Рис. 10. Модельные образцы диффузионного соединения сталь–алюминий, полученные при температуре 140 °С по конусной поверхности (*а*) и с продольными пазами (*б*)

Максимальное усилие разрушения G «против сдвига» при площади диффузионного нахлеста 15×15 мм^2 составило 400 Н. Усилие на отрыв (максимальное усилие разрушения на единицу поверхности нахлеста) $\tau \approx 1{,}7$ МПа.

Прочность на сдвиг кольцевых образцов составила 9…11 МПа.

Следует отметить, что для сборки теплообменных систем изоляции микроэлектроники применение металлических клеев на основе полимеров в смеси с металлическими порошкам и нерационально, поскольку коэффициент теплопроводности у таких материалов во много раз меньше, чем у металлов (0,02…0,6 Вт/(м·К)).

Сдвиговое усилие разрушения соединений алюминиевых сплавов, МПа

Алюминий–алюминий (клееное соединение) «Liquid metal» Fe1 WURH [11]	2,4
Алюминий–алюминий (клееное соединение) полимерный клей ABRO [11]	5,9
АМг5–АД1 (требуемое по ТЗ)	0,2
АМг5–галлий–АД1 (сварка проходящим током 140 °С)	2,94

В результате отработки твердофазной технологии соединения сталеалюминиевого узла через прослойку эвтектического галлия были получены различные варианты сборки узла теплообменной системы (рис. 10) с высоким значением сдвигового усилия разрушения.

В заключение следует отметить, что экспериментально установлена возможность соединения

нержавеющей стали с алюминием при температуре 140 °С с использованием напыленного слоя технического алюминия и прослойки галлия. Наиболее благоприятная микроструктура и свойства диффузионной зоны наблюдаются с применением нагрева проходящим током низкого напряжения. Получены прочные неразъемные соединения объемной конфигурации без оплавления и коробления деталей. Данный способ соединения биметаллического узла рекомендуется для соединения по замкнутым, сопрягающимся или цилиндрическим поверхностям, с использованием эффекта термической усадки и обжатия.

1. *Влияние* температуры отжига на глубину диффузии в твердофазном соединении технического алюминия со сплавом АМг5 при активации соединяемых поверхностей галлием / А. Я. Ищенко, Ю. А. Хохлова, В. Е. Федорчук, М. А. Хохлов // Междунар. конф. «Сварка и родственные процессы»: Сб. тез. — Николаев: Изд-во НУК, 2010. — С. 111.
2. *Аввакумов Е. Г.* Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механохимических технологий. Интеграционные проекты. — Новосибирск: Наука, 2009. — 338 с.
3. *Хохлова Ю. А., Федорчук В. Е., Хохлов М. А.* Особенности межзеренного массопереноса галлия в алюминиевом сплаве при твердофазной активации соединяемых поверхностей // Автомат. сварка. — 2011. — № 3. — С. 44–47.
4. *Ищенко А. Я., Хохлова Ю. А.* Микромеханические испытания свойств диффузионного соединения // Там же. — 2009. — № 1. — С. 44–47.
5. *Хохлова Ю. А., Хохлов М. А.* Наномасштабный эффект в диффузионных соединениях с галлием // Междунар. конф. «Сварка и родственные процессы»: Сб. тез. (14–17 окт. 2009). — Николаев: Изд-во НУК, 2009. — С. 111.
6. *Лихтман В. И., Щукин Е. Д., Ребиндер П. А.* Адсорбционные явления в процессах деформации и разрушения металлов // Физ.-хим. механика материалов. — 1962. — № 10. — С. 141–183.
7. *Тихомирова О. И., Пикунов М. В.* Влияние формы и размера частиц второго компонента на свойства галлиевых припоев // Порош. металлургия. — 1969. — **84**, № 12. — С. 51–56.
8. *Полетаев Г. М., Старостенков М. Д.* Вклады различных механизмов самодиффузии в ГЦК-металлах в условиях равновесия // Физика твердого тела. — 2010. — **52**, Вып. 6. — С. 1075–1082.
9. http://www.cniga.com.ua/index.files/aluminium.htm.
10. http://www.svarka-lib.com/node/298/print/64.html.
11. www.autodela.ru/main/top/test/svar.

The possibility of joining stainless steel to aluminium at decreased temperatures owing to deposition on steel of a sprayed layer of commercial aluminium and molten gallium at different time exposures has been experimentally established. Optimisation of microstructure and properties of a region of the diffusion zone is provided by using a short-time heating with passing low-voltage current.

Поступила в редакцию 08.07.2011

НОВАЯ КНИГА

СВАРКА МЯГКИХ ЖИВЫХ ТКАНЕЙ. СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ: Сб. тез. докл. Шестого междунар. науч.-практ. семинара / Под ред. О. Н. Ивановой. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2011. — 60 с.

В сборнике представлены тезисы докладов Шестого международного научно-практического семинара, в которых отражены научные достижения и практические результаты в области ВЧ-электросварки живых мягких тканей за последние годы.

Предназначен для медицинских работников, врачей хирургического профиля, организаторов здравоохранения, специалистов в области медицинской техники, а также студентов старших курсов высших медицинских учебных заведений.

УДК 621.793.927.7:669.018.25

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИЙ ДЕТАЛИ В ПРОЦЕССЕ НАПЛАВКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА

Ч. В. ПУЛЬКА, д-р техн. наук, **О. Н. ШАБЛИЙ**, д-р физ.-мат. наук,
В. С. СЕНЧИШИН, **М. В. ШАРЫК**, инженеры (Тернопол. нац. техн. ун-т им. И. Пулюя),
Г. Н. ГОРДАНЬ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты исследований структуры и свойств металла, наплавленного индукционным методом с наложением вибраций в период расплавления наплавочного материала. Показано, что наложение вибраций приводит к увеличению износостойкости наплавленного металла за счет измельчения его структуры.

Ключевые слава: индукционная наплавка, индуктор, удельная мощность, вертикальная и горизонтальная вибрации, наплавленный металл, структура, износостойкость

Индукционная наплавка порошками высокоуглеродистого хромистого сплава ПГ-С1 (сормайт 1) широко применяется при изготовлении рабочих органов сельскохозяйственных машин: лемехов плугов, ножей ботворезов, лап культиваторов и пр. При этом наплавленный металл имеет крупнозернистую структуру с включениями крупных карбидов хрома [1, 2].

Для измельчения структуры и улучшения свойств наплавленного металла была предложена новая технология индукционной наплавки с использованием вибраций [3–6], заключающаяся в том, что деталь подвергают вертикальной или горизонтальной вибрации в тот момент, когда порошкообразная шихта находится в расплавленном состоянии. При этом большое значение имеет направление приложения колебаний (рис. 1), а также их частота и амплитуда.

Для оценки эффективности разработанной технологии проведены исследования структуры, микротвердости структурных составляющих и износостойкости металла, наплавленного индукционным способом без и с наложением вибраций. Для проведения исследований индукционным методом с использованием шихты, содержащей порошок сплава ПГ-С1, были наплавлены плоские образцы из стали Ст3: образец № 1 — без вибраций; № 2, 3 — соответственно с вертикальными и горизонтальными вибрациями. Наплавку проводили на высокочастотном генераторе типа ВЧГ 6-60/0,44 при постоянной удельной мощности W и времени наплавки t (рис. 1, *б*). Режимы были одинаковыми для всех трех вариантов наплавки: напряжение на контуре 5,4 кВ; анодное напряжение 10 кВ; ток сетки лампы 1,2 А; ток анода лампы 2 А; время наплавки 35 с; амплитуда колебаний 0,2 мм при частоте 50 Гц.

Из наплавленных заготовок вырезали образцы для исследования структуры и износостойкости наплавленного металла.

Травление образцов для проведения металлографических исследований проводили поэтапно. Электролитическим способом в 20%-м растворе хромовой кислоты (напряжение 20 В и время выдержки 10 с) определяли структуру наплавленного металла — химическим травлением в 4%-м растворе азотной кислоты.

Микроструктура основного металла представляет собой феррит и перлит, а микроструктура наплавленного металла всех исследуемых образцов состоит из первичных карбидов (комплексные карбиды типа $(Fe,Cr)_7C_3$ и $(Fe,Cr)_3C$) в виде крупных пластин «карандашного» типа, имеющих гексагональную огранку с четкой границей сопряжения с матрицей, карбидной эвтектики и матричной аустенитной структуры.

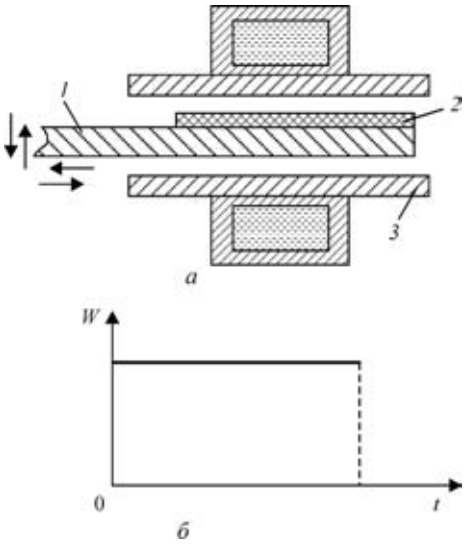


Рис. 1. Схема наплавки (*а: 1* — наплавляемая деталь; *2* — порошкообразная шихта; *3* — индуктор (стрелками показано направление приложения вибраций — вертикальное или горизонтальное)) и удельная мощность W генератора в процессе наплавки (*б*)

© Ч. В. Пулька, О. Н. Шаблий, В. С. Сенчишин, М. В. Шарык, Г. Н. Гордань, 2012

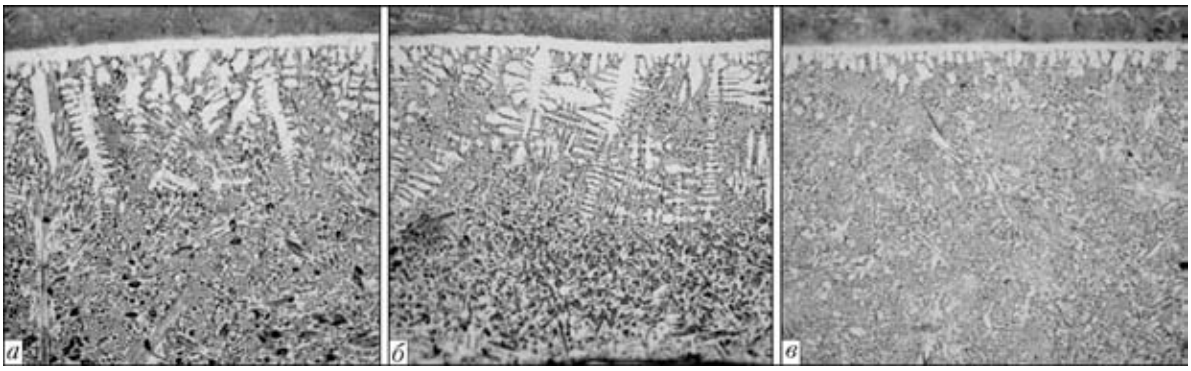


Рис. 2. Микроструктура (×200) наплавленного металла образцов № 1–3 (*а–в*)

Избыточные карбиды, как правило, располагаются в виде отдельных пластинчатых выделений в центральной части по ширине и толщине наплавленного валика. Прямоугольные и шестигранные выделения — это карбиды различной дисперсности, часть из них — избыточные пластинчатые карбиды, достаточно равномерно распределенные в матрице. Микротвердость карбидов изменялась в пределах *HV* 0,5 = 11710…12830 МПа.

Общим для всех вариантов наплавленного металла является:

— наличие в наплавленном слое доэвтектической зоны, примыкающей к линии соединения, которая характеризуется формированием дендритов твердого раствора (легированного аустенита) с осями первого и второго порядка, а также карбидной эвтектики, кристаллизующейся в междендритном пространстве. Микротвердость аустенита для образцов № 1 и 2 составляла *HV* 0,5 = = 4120…4410 МПа, для образца № 3 — *HV* 0,5 = = 4800…5090 МПа. Кроме того, обнаружена структурная неоднородность вдоль линии соединения со стороны сормайта, заключающаяся в том, что доэвтектическая дендритная зона распределена неравномерно;

— образование граничной белой полоски твердого раствора (легированного аустенита) между наплавленным и основным металлом переменной ширины 10…20 мкм для образца № 1 с микротвердостью *HV* 0,5 = 3030…3410 МПа, а для образцов № 2 и 3 *HV* 0,5 = 3410…3810 МПа и *HV* 0,5 = 3860 МПа соответственно;

— со стороны основного металла у линии соединения имеется диффузионная зона, представляющая собой тонкопластинчатый перлит и феррит по границам зерен, иногда с ориентацией по видманштетту с микротвердостью *HV* 0,5 = 2440 МПа, возникшая вследствие диффузии углерода из сормайта в основной металл.

Микротвердость структурных составляющих для трех образцов представлена в таблице.

Необходимо отметить отличия в структуре трех вариантов наплавленного металла. Горизонтальная вибрация приводит к заметному измельчению карбидной составляющей (рис. 2, *в*). Карбиды, имеющие вид шестигранников со средней длиной стороны 10…12 мкм, без вибрации (см. рис. 2, *а*) измельчаются до 7…10 мкм при вертикальной (рис. 2, *б*) и 3,5…7 мкм при горизонтальной (рис. 2, *в*) вибрации.

Микротвердость структурных составляющих наплавленного металла типа ПГ-С1, МПа

№ образца	Карбиды хрома	Матрица	Белая полоска
1	11710…12830	4120…4410	3030…3410
2	11710…12830	4120…4410…4800	3410…3810
3	11710…12830	4800…5090	3860

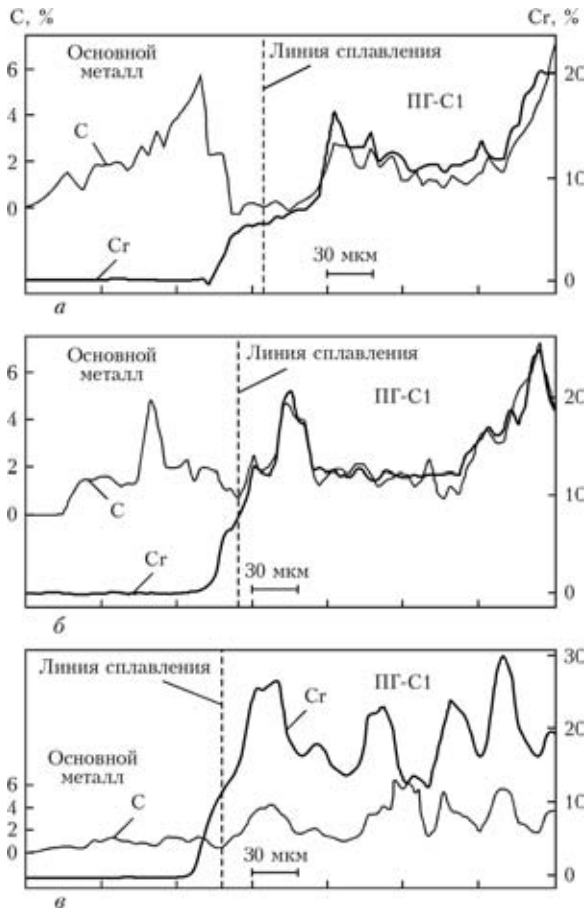


Рис. 3. Распределение углерода и хрома по толщине наплавленного металла в образцах № 1–3 (*а–в*)

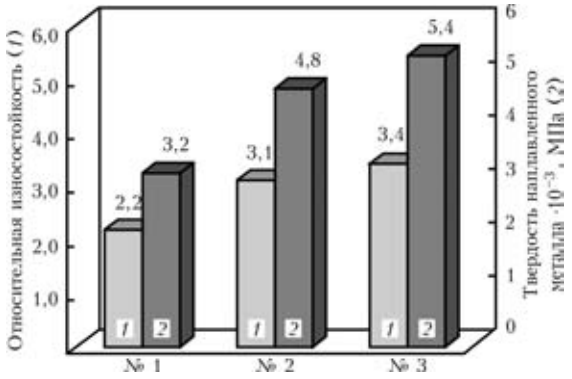


Рис. 4. Относительная износостойкость (*1*) и твердость наплавленного металла (*2*) образцов № 1–3

Максимальная глубина эвтектической зоны в образцах № 1 и 2 (см. рис. 2, *а*, *б*), а минимальная — в образце № 3 (рис. 2, *в*). В образце № 3 зона аустенитных дендритов занимает наименьший процент по длине наплавки по сравнению с образцами № 1 и 2. При горизонтальной вибрации линия соединения со стороны сормайта в основном представляет собой белую полоску с образованием почти равноосных зерен аустенита (см. рис. 2, *в*).

Для изучения распределения элементов (хрома, углерода) при переходе от основного металла к наплавленному проведен микрорентгеноспектральный анализ на микроанализаторе CAMEBAX SX-50 французской фирмы «Cameca» (рис. 3). Во всех случаях анализ проводили примерно в центре наплавленного слоя перпендикулярно линии сплавления на глубине до 350 мкм от границы сплавления. Установлено, что в металле исследуемых образцов углерод связан в карбиды типа $(Fe,Cr)_7C_3$ и $(Fe,Cr)_3C$, заметного диффузионного перераспределения углерода у линии сплавления не наблюдалось.

Измерения твердости наплавленного металла на твердомере «LECO» при нагрузке 0,5 и 3 Н (рис. 4) показали, что наибольшую твердость имеет образец № 3. Проведены также лабораторные испытания износостойкости наплавленного металла образцов № 1–3 на машине НК-М [7]. Условия испытаний были следующими: абразив — кварцевый песок с размером частиц 0,2…0,4 мм; путь трения 415 м; давление 0,466 МПа; эталон — отожженная сталь 45. Как видно из рис. 4, наименьшую износостойкость имеет образец № 1 (2,2), а наибольшую — образец № 2 и 3 (соответственно 3,1 и 3,4). При наплавке по схеме, принятой для образца № 3, достигается наивысшая износостойкость, что объясняется благоприятной структурой наплавленного металла и образованием в большей степени карбидов $(Fe,Cr)_7C_3$, что подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа.

1. *Индукционная* наплавка твердых сплавов / В. Н. Ткачев, Б. М. Фиштейн, Н. В. Казинцев, Д. А. Алдырев. — М.: Машиностроение, 1970. — 184 с.
2. *Пулька Ч. В.* Наплавка рабочих узлов почвообрабатывающей и уборочной сельскохозяйственной техники // Автомат. сварка. — 2003. — № 9. — С. 22–25.
3. *Пат. на корисну модель 54204 B23K 13/00.* Спосіб наплавлення тонких плоских сталевих деталей / О. М. Шаблій, Ч. В. Пулька, В. С. Сенчишин та ін. — Бюл. № 20 від 25.10.2010.
4. *Пат. на корисну модель UA МПК B23K 13/00 № 59994.* Пристрій для наплавлення тонких фасонних дисків / Ч. В. Пулька, В. С. Сенчишин. — Бюл. № 11 від 10.06.2011.
5. *Пат. на корисну модель UA МПК B23K 13/00 № 64371.* Спосіб наплавлення деталей / Ч. В. Пулька, В. С. Сенчишин. — Бюл. № 21 від 10.11.2011.
6. *Шаблій О. М., Пулька Ч. В., Сенчишин В. С.* Віброіндукційне наплавлення тонких плоских деталей // Тези доп. на 10 Міжнарод. симп. укр. інженерів-механіків у Львові, 25–27 травня 2011 р. — 2011. — С. 289–290.
7. *Юзвенко Ю. А., Гавриш В. А., Марьенко В. А.* Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. — С. 23–27.

Presented are the investigation results on structure and properties of metal deposited by the induction method with superposition of vibrations in a period of melting of a welding consumable. It is shown that the superposition of vibrations leads to improvement of wear resistance of the deposited metal due to refinement of its structure.

Поступила в редакцию 31.10.2011

ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ ЖУРНАЛА!

МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ ВО ВСЕМ МИРЕ

Materials Science Intenational (MSI) — уникальная по своему содержанию база данных благодаря всестороннему представлению структурных свойств 30000 неорганических материалов, включая фазовые диаграммы унарных, бинарных, тернарных и более сложных систем. Ресурс предназначен для специалистов в области химии, физики, материаловедения, кристаллографии, термодинамики, выращивания кристаллов, разработки и испытания новых материалов и сплавов.

URL:www.rucont.ru

УДК 621.791.4

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПЕРЕХОДНИКОВ НЕРЖАВЕЮЩАЯ СТАЛЬ–АЛЮМИНИЙ СПОСОБОМ СВАРКИ ДАВЛЕНИЕМ В ВАКУУМЕ

Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, **Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук,
В. Е. ФЕДОРЧУК, инж., **С. Г. ГРИГОРЕНКО**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
М. М. РУДЕНКО, инж. (Чернигов. гос. технолог. ун-т)

Разработана технология сварки давлением в вакууме биметаллических трубных переходников из нержавеющей стали 10Х18Н10Т с алюминием АД1. Установлено, что модифицирование поверхности стальной заготовки с помощью отверстий способствует локализации пластической деформации в стыке и получению сварных соединений с прочностью не ниже прочности алюминия.

Ключевые слова: сварка давлением в вакууме, биметаллические соединения, алюминий АД1, сталь 10Х18Н10Т, переходники, микроструктура

В ряде современных конструкций, например энергетических аппаратах, вопрос о возможности образования надежных соединений труб из разнородных металлов является ключевым.

Соединение труб из алюминиевых сплавов с трубами из сталей с помощью переходников широко применяют в конструкциях узлов, где к ним предъявляют высокие требования по работоспособности. В сосудах для хранения и транспортировки криогенных продуктов используют трубы из нержавеющей стали и алюминиевых сплавов, соединяемых с помощью вставок и переходников.

Сложность получения сварных соединений алюминия со сталью обусловлена существенной разницей в значениях температуры плавления стали (около 1539 °С) и алюминия (660 °С); отличиями в коэффициентах линейного расширения: для алюминия — $23{,}5\cdot10^{-6}$, железа — $11{,}9\cdot10^{-6}$ 1/°С при комнатной температуре и соответственно $31{,}1\cdot10^{-6}$ и $14{,}3\cdot10^{-6}$ 1/°С при 500 °С; наличием на поверхности алюминия тугоплавкой оксидной пленки Al_2O_3.

Цель настоящей работы заключалась в разработке технологического процесса сварки давлением в вакууме биметаллических трубных переходников сталь–алюминий с прочностью на уровне таковой алюминия.

Исследования влияния обработки поверхности на формирование сварных соединений проводили на плоских образцах из стали 10Х18Н10Т (50×20×2 мм) и алюминия АД1 (50×20×4 мм) и цилиндрических образцах. Поверхность образцов из нержавеющей стали перед сваркой шлифовали или шлифовали и полировали, а образцов из алюминия — зашабривали. Сварку образцов выполняли в свободном состоянии в вакууме при температуре 500 °С, давлении 8 МПа, скорости нагрева около 5 °С/мин. Деформация соединений составляла примерно 25 %. Температуру и давление процесса сварки выбирали исходя из рекомендаций работ [1, 2].

Основные затруднения при диффузионной сварке в вакууме нержавеющей стали с алюминием возникают вследствие образования в стыке хрупких интерметаллидных соединений. Интерметаллиды на начальных стадиях развития, когда они не образуют сплошного слоя в контакте, практически не оказывают влияния на механические характеристики соединения. При наличии в контакте сплошного интерметаллидного слоя пластичность и прочность соединений уменьшается. Это обусловлено не только высокой хрупкостью новой фазы, но и внутренними напряжениями, возникающими вследствие объемных изменений [3]. В соответствии с рекомендациями работы [3] при сварке металлов, образующих интерметаллиды, необходимо свести к минимуму третью стадию процесса диффузионной сварки — стадию объемного взаимодействия, определяемую диффузионными процессами. Поэтому время сварки составляло 1 мин.

После сварки соединения разрезали на электроэрозионном станке на полоски размером 50×9 мм. Соединения испытывали на изгиб. Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что больший угол загиба имеют образцы, у которых поверхность стальной детали обрабатывали шлифованием. Угол загиба таких соединений составляет 120°. Однако следует отметить, что в обоих случаях происходило растрескивание соединений по краям.

© Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко, В. Е. Федорчук, С. Г. Григоренко, М. М. Руденко, 2012

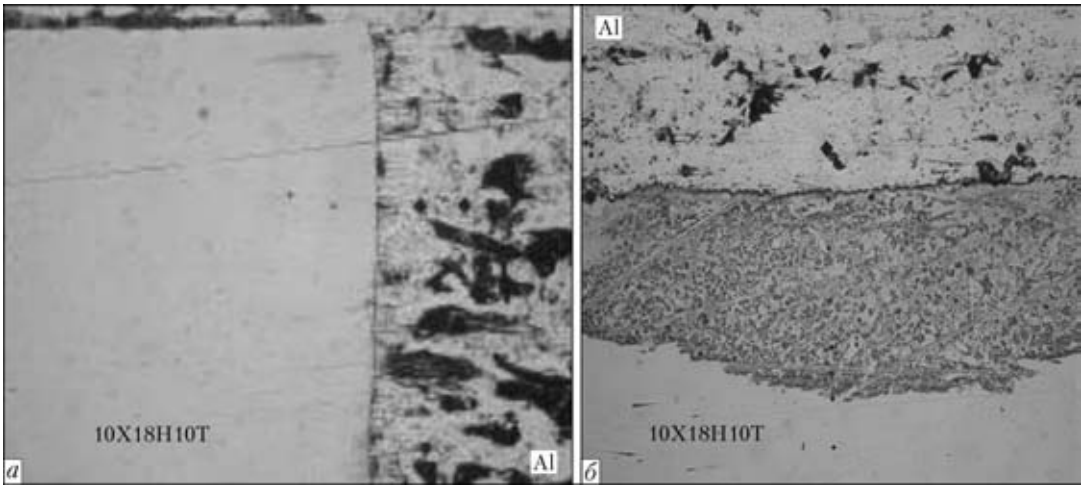


Рис. 1. Микроструктура (×100) зоны соединения образцов из стали Х18Н9Т и алюминия АД1 с отверстиями на поверхности стальной заготовки (*а*) и без отверстий (*б*)

Применение мягких перфорированных прослоек позволяет локализовать пластическую деформацию на контактной поверхности свариваемых деталей [4, 5]. При сварке металлокерамических соединений модифицирование поверхности керамики [6] путем создания на ней «армирующих отверстий» позволяет повысить трещиностойкость изделий в 1,3…1,5 раза. Поэтому для устранения растрескивания соединений на поверхности стальной пластины высверливали «глухие» отверстия.

Отверстия на поверхности стальной пластины выполняли диаметром 2,5 мм глубиной приблизительно 1,2 мм с шагом 10×10 мм. Полученные соединения также испытывали на изгиб. Угол загиба составлял 180°, при этом растрескивания соединений не обнаружено.

Проведены металлографические исследования биметаллических соединений (рис. 1). В зоне соединения образцов с отверстиями выявлены отдельные участки с наличием слоя интерметаллида (рис. 1, *а*). В образце без отверстий интерметаллид занимал 50…70 % площади зоны соединения (рис. 1, *б*). Необходимо отметить, что оба образца сваривали одновременно.

Увеличение скорости пластической деформации приводит к уменьшению толщины интерметаллидного слоя в 2…3 раза [7]. В начальное время сварки действующие в контакте напряжения значительно превышают предел текучести, в результате чего развивается активная упругопластическая деформация микровыступов. Через несколько секунд после приложения нагрузки скорость деформации падает на 2…3 порядка, и процесс переходит в стадию неустановившейся ползучести [8].

Можно предположить, что разница в толщине образовавшегося слоя интерметаллида в образцах с отверстиями и без них обусловлена разными скоростями пластической деформации приконтак-

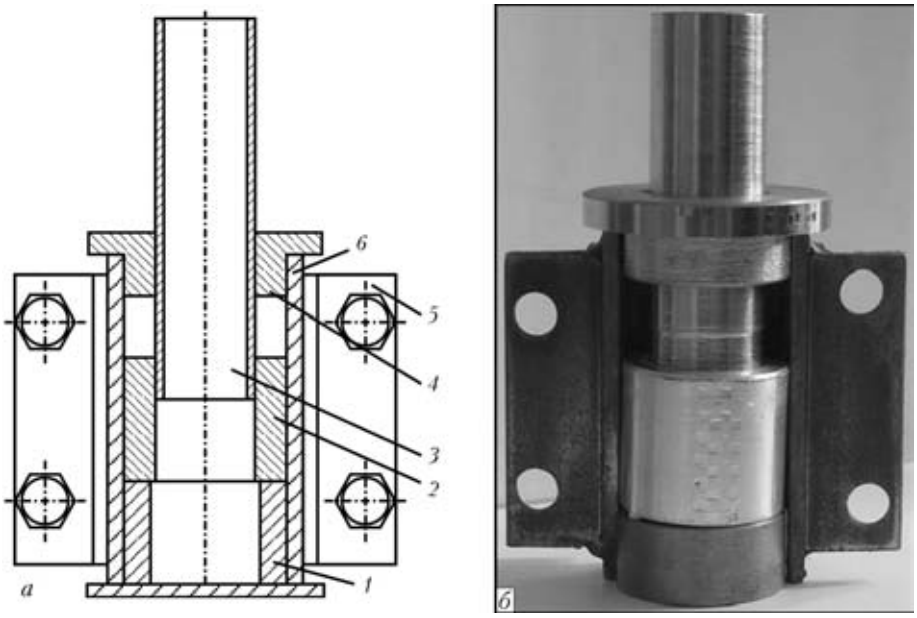


Рис. 2. Схема устройства для получения биметаллических труб (*а*) и вид в сборе (*б*); обозначения позиций *1–6* см. в тексте

Рис. 3. Вид стальной заготовки

Рис. 4. Макрошлиф сварного соединения; *А* — места отверстий, заполненных алюминием

тных слоев алюминия относительно поверхности нержавеющей стали. В первом случае скорость пластической деформации алюминия была выше, чем во втором.

Проведенные авторами эксперименты по сварке трубных заготовок на воздухе положительных результатов не дали. Полученные соединения разрушились при порезке.

Трубные заготовки из нержавеющей стали 10Х18Н10Т и алюминия АД1 сваривали в вакуумной камере установки П-115. Наружный диаметр стальной трубы составлял 25 мм, внутренний — 20 мм, высота — 30 мм, а алюминиевой трубы — соответственно 41,5 и 23,6 мм при высоте 30 мм.

Для проведения экспериментов изготовлено разборное устройство, предназначенное для центровки и фиксации трубных заготовок перед сваркой. Схема устройства и его общий вид представлены на рис. 2. Во внутрь устройства вставляли опорную шайбу *1*, на которую устанавливали алюминиевую заготовку *2*. В плотном контакте с алюминиевой находилась стальная заготовка *3*, которую сверху центровала разборная направляющая шайба *4*. Фиксацию трубных заготовок и центрирующих втулок осуществляли с помощью двух стальных ободов *5*, к которым приварены проушены *6* с отверстиями. В соответствии с отработанной на образцах методике на поверхности стальной трубки высверливали отверстия (рис. 3). На конце стальной трубки для центровки с алюминиевой трубкой создавали конусность. Непосредственно перед сваркой поверхности, подлежащие сварке, обезжиривали ацетоном.

После сварки полученное биметаллическое соединение разрезали на электроэрозионном станке на цилиндрические заготовки толщиной 5 мм. На рис. 4 представлен макрошлиф сварного соединения 10Х18Н10Т–АД1. Как видно из рисунка, в процессе сварки происходит полное заполнение отверстий алюминием, выдавливаемым в результате пластической деформации приконтактных объемов металла. Механические испытания показали, что разрушение сварных соединений происходит по алюминию.

Выводы

1. Разработана технология получения биметаллических трубных соединений 10Х18Н10Т–АД1 способом сварки давлением в вакууме.

2. Модифицирование поверхности более твердой стальной заготовки отверстиями позволяет увеличить скорость пластической деформации приконтактных слоев алюминия, что обеспечивает получение сварных соединений с минимальной толщиной интерметаллидного слоя.

1. *Теория*, технология и оборудование диффузионной сварки / В. А. Бачин, В. Ф. Квасницкий, Д. И. Котельников и др. — М.: Машиностроение, 1991. — 271 с.
2. *Диффузионная* сварка материалов: Справочник / Под ред. Н. Ф. Казакова. — М.: Машиностроение, 1981. — 351 с.
3. *О формировании* соединений при диффузионной сварке в вакууме / Ю. Н. Копылов, Н. Ф. Казаков, И. С. Гришин, Г. В. Конюшков // Диффузионное соединение в вакууме металлов, сплавов и неметаллических материалов: Сб. науч. тр. VII Всесоюз. науч.-техн. конф. (Москва, май, 1973). — М., 1973. — С. 12–25.
4. *Мусин Р. А., Лямин Я. В.* Интенсификация пластической деформации прокладок при диффузионной сварке // Автомат. сварка. — 1991. — № 8. — С. 26–29.
5. *Мусин Р. А., Лямин Я. В.* Деформируемость перфорированных прокладок при диффузионной сварке // Свароч. пр-во. — 1994. — № 6. — С. 24–26.
6. *Лямин Я. В.* Разработка методов интенсификации процесса диффузионной сварки и повышение прочности металл-керамических соединений: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Пермь, 1998. — 20 с.
7. *Терновский А. П., Каракозов Э. С., Зимидченко С. С.* Особенности образования соединений разнородных металлов при диффузионной сварке по схеме принудительного деформирования // Автомат. сварка. — 1983. — № 3. — С. 31–34.
8. *Конюшков Г. В., Копылов Ю. Н.* Диффузионная сварка в электронике. — М.: Энергия, 1974. — 167 с.

Technology of vacuum pressure welding of bimetal tubular transition pieces from 18KhN9T stainless steel with AD1 aluminium was developed. It is established that modifying the steel blank surface using holes promoted localizing of plastic deformation in the butt joint and producing welded joints with the strength not lower than that of aluminium.

Поступила в редакцию 25.09.2011

УДК 621.791.75.042

ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССАМИ ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ (Обзор)

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

Проанализированы тенденции развития современных источников питания дуги и технологий сварки плавящимся электродом в защитных газах. Рассмотрены различные типы переноса металла электрода и возможность управления ими путем варьирования параметров сварочного тока. Обоснована перспективность управляемого импульсно-дугового процесса сварки в защитных газах.

Ключевые слова: управление переносом металла, дуговая сварка плавящимся электродом, защитные газы, короткие замыкания, вращающаяся дуга

Среди дуговых процессов сварка плавящимся электродом в защитных газах занимает ведущее место в промышленности Западной Европы, США, Японии [1,2]. Однако новые функциональные возможности сварочного оборудования, в том числе источников питания дуги, которые открываются благодаря развитию силовой электроники, не всегда способствуют появлению качественно новых технологических процессов сварки. Разработчики зачастую рекламируют сварочное оборудование, реализующее различные алгоритмы управления, но обеспечивающее лишь один тип переноса металла электрода, как совершенно новые технологии.

В данной работе автором проанализированы тенденции развития управления переносом металла в защитных газах и технологий сварки плавящимся электродом, а также показана роль импульсно-дугового процесса с управляемым переносом металла электрода.

Многие характеристики процесса сварки в защитных газах зависят от типа переноса металла электрода, который оказывает существенное влияние на различные технологические характеристики сварочной дуги, например, тепловой баланс, ее пространственную устойчивость, интенсивность протекания металлургических реакций в зоне сварки, потери на угар и разбрызгивание, а также глубину проплавления, параметры и форму сварных швов [3].

Существует несколько типов переноса металла электрода в защитных газах [4], основными из которых являются мелко- или крупнокапельный с короткими замыканиями (КЗ) дугового промежутка; мелко- или крупнокапельный без КЗ дугового промежутка и струйный процесс, различают также вращательно-струйный. Перенос парами металла присутствует в меньшей или большей мере при всех способах сварки плавящимся электродом в защитных газах. Однако зачастую имеются смешанные типы переноса металла, обусловленные изменением параметров сварочных процессов. Отдельно следует выделить управление переносом металла по принципу «один импульс – одна капля».

Тип переноса металла, а также силы, действующие на металл электрода в дуге, достаточно полно описаны в работах [4, 5]. Каждый тип переноса металла характеризуется как преимуществами, так и недостатками. Поэтому от типа переноса зависят многие технологические характеристики процесса сварки плавящимся электродом в защитных газах, например диапазон свариваемых толщин.

Для каждого типа переноса металла электрода имеется свой диапазон значений сварочных токов и напряжений на дуге (рис. 1). Для импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом (ИДСПЭ) наиболее эффективный диапазон средних токов сварки составляет 60…300 А, напряжения на дуге — 16…32 В.

Тип переноса металла зависит от многих параметров процесса сварки. Основными с точки зрения управления процессом являются следующие: состав электродной проволоки и защитной среды; значение, полярность, плотность и форма

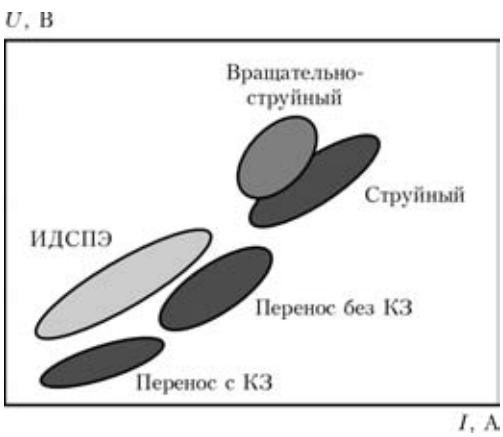


Рис. 1. Диапазон сварочных токов и напряжений на дуге при различных типах переноса металла

© А. М. Жерносеков, 2012

сварочного тока; возможность применения различных механизмов подачи сварочной проволоки. Существуют различные возмущающие воздействия, которые необходимо учитывать при проектировании сварочного оборудования, так как они могут изменить тип переноса металла. Например, при ИДСПЭ уменьшение напряжения питающей сети или вылета электрода может привести к изменению переноса от мелкокапельного без КЗ до переноса с ними [6]. Состояние поверхности проволоки также может сказаться на изменении типа переноса металла электрода. Сварку в защитных газах, как правило, выполняют на постоянном токе. Наличие в процессе сварки магнитного дутья изменяет длину и форму дуги, что в свою очередь оказывает влияние на формирование и отделение капель. На рис. 2 представлена схема основных составляющих сварочного процесса, влияющих на перенос металла электрода.

Путем варьирования составов защитной газовой смеси и сварочных проволок улучшают качество металла швов, воздействуя прежде всего на силы поверхностного натяжения металла и степень сжатия сварочной дуги [7–9]. При этом мелкокапельный перенос металла достигается при меньших значениях сварочного тока.

Механизмы подачи сварочной проволоки также позволяют эффективно управлять процессом сброса капель, особенно при сварке с КЗ [10, 11]. Особая роль при получении необходимого типа переноса металла электрода принадлежит источникам питания сварочной дуги. Изменяя форму сварочного тока, можно эффективно влиять на процессы формирования капли, время ее нахождения в дуге и многое другое.

Оптимизация приведенных на рис. 2 параметров, воздействующих на перенос металла при сварке плавящимся электродом, зависит от конкретных технологических задач. Как правило, сначала оптимизируется какой-либо один параметр, а затем с учетом эффективности управления — следующий. Например, при ИДСПЭ сталей в смеси газов сначала оптимизировался состав газовой смеси.

Для современного трубопроводного транспорта требуются высокие значения рабочего давления перекачки энергоносителей и применение высокопрочных трубных сталей Х80 и Х100. Сварка плавящимся электродом таких сталей привела к необходимости создания новых защитных смесей, например Ar + 12 % CO_2 + 5 % He, позволяющих получать хорошее сплавление с боковыми стенками при многопроходной автоматической сварке [9]. Далее оптимизации подвергается форма импульсов сварочного тока, разрабатываются системы автоматической стабилизации параметров процесса.

Для управления процессом сварки плавящимся электродом с КЗ дугового промежутка используется много способов [12]. На рис. 3 представлены основные фирмы, выпускающие оборудование, на котором реализуются процессы сварки с КЗ.

Преимущества, связанные с использованием переноса металла с КЗ, производители сварочного оборудования описывают по-разному. Процесс STT (Surface Tension Transfer — перенос за счет сил поверхностного натяжения) фирмы «Lincoln Electric» использует для работы быстродействующий инверторный источник питания, который позволяет управлять формой сварочного тока [13, 14]. В источнике питания дуги применена улучшенная технология управления формой сварочного тока (Waveform Control Technology), обеспечивающая значительные преимущества по сравнению с традиционной сваркой MIG КЗ. Этот способ преимущественно предназначен для сварки корневых швов, а также снижения разбрызгивания, особенно в чистом CO_2.

Процесс Cold Metal Transfer (CMT — перенос «холодного» металла) фирмы «Fronius» реализуется посредством реверсирования подачи проволоки [15, 16]. Среди преимуществ необходимо отметить незначительное разбрызгивание, в том числе и при использовании чистого CO_2, возможности сварки по увеличенному зазору за счет снижения тепловложения и пайки, а также сварки металла с различными теплофизическими свойствами, например стали с алюминием [16].

Рис. 2. Схема основных параметров сварочного процесса, воздействующих на перенос металла электрода

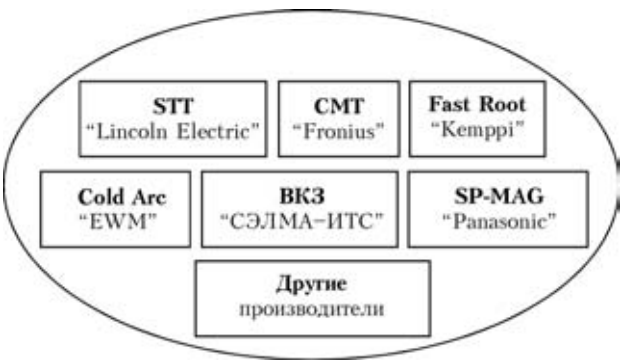


Рис. 3. Фирмы-производители оборудования для процесса сварки в защитных газах с КЗ

Фирма EWM реализует процесс Cold Arc, предназначенный для сварки с КЗ, который позволяет соединять стальные листы толщиной от 0,3 до 1,5…2,0 мм, а также оцинкованные листы, хорошо управлять сваркой корневых швов в труднодоступных местах, выполнять сварку магниевых сплавов, сварку соединений сталь–алюминий, сталь–магний, алюминий–магний.

Технология Fast Root фирмы «Kemppi» осуществляет процесс с КЗ посредством цифрового управления сварочным током и напряжением дуги. Fast Root в основном разработана для сварки корневых швов, но может использоваться и для сварки тонкого металла [10].

НПО «СЭЛМА–ИТС» разработан процесс сварки с вынужденными КЗ (ВКЗ) дугового промежутка [10, 13], позволяющий уменьшать разбрызгивание в чистом CO_2.

Рис. 4. Схема развития процесса ИДСПЭ

Японские специалисты также работают над процессом сварки дугой с КЗ. Представляют интерес работы по управлению формой импульса сварочного тока SP-MAG (superimposition — наложение) токов [17]. К преимуществам способа относят незначительное разбрызгивание металла, стабильность горения дуги, а также возможность управления тепловложением. Разработанная система управления MTS (Metal Transfer Stabilization) предотвращает образование больших капель и уменьшает разбрызгивание.

Таким образом, производители под различными торговыми марками выпускают электросварочное оборудование, реализующее процесс сварки с КЗ с упомянутыми преимуществами. Оно находит применение в различных отраслях промышленности — автомобильной, транспортном машиностроении, пищевой и химической промышленности, обработке тонколистового металла.

Совершенствуются технологии, осуществляющие процессы сварки со струйным и вращательно-струйным переносом металла электрода. Немецкая фирма EWM выпустила на рынок оборудование Integral-inverter MIG 500 HIGH-SPEED, реализующее высокоскоростную сварку вращающейся дугой [18].

Как правило, процессы сварки с повышенной длиной вылета электрода и переходом к вращательно-струйной дуге технологически использовали мало. Немецкие исследователи применяли сплошные проволоки диаметром 1,2 мм, защитный газ $Ar + 4\ \% O_2$, длина вылета составляла 25…35 мм, скорость сварки достигала 30 м/ч. На основании полученных результатов исследования процесса сварки вращающейся дугой можно сделать вывод о возможной альтернативе сварке под флюсом [18].

Особое место среди различных типов переноса электродного металла занимает управляемый импульсно-дуговой перенос [19], который применяют не только для сварки различных материалов, но и для реализации переходных типов переноса металла, а также осуществления новых комбинированных гибридных технологий сварки. На рис. 4 представлена схема развития областей применения процесса ИДСПЭ.

Интенсивно развивается направление, связанное с регулированием формы импульса сварочного тока для процесса ИДСПЭ. В ИЭС им. Е. О. Патона это направление появилось еще в 1980-х годах [20, 21]. Очень важны также теплофизические свойства свариваемых материалов, что отражается, например, на построении систем автоматической стабилизации процесса ИДСПЭ [22].

Представляют научный интерес работы японских специалистов в области регулирования формы сварочного тока для ИДСПЭ [23]. В случае алюминиево-магниевых сплавов при прямоугольной форме импульсов сварочного тока отрыв капли приводит к образованию мелких брызг, поэтому предлагается форма импульса, позволяющая устранить налипание брызг на изделие и улучшить внешний вид сварных швов (рис. 5, *а*).

Для углеродистой стали используют защитный газ с 20…25 % CO_2. Но в заводских условиях на крупных машиностроительных предприятиях, где проведена централизованная подача газовой смеси, колебания состава смеси могут достигать нескольких процентов. Это дестабилизирует капельный перенос металла, действующий по принципу «один импульс — одна капля». Поэтому японские

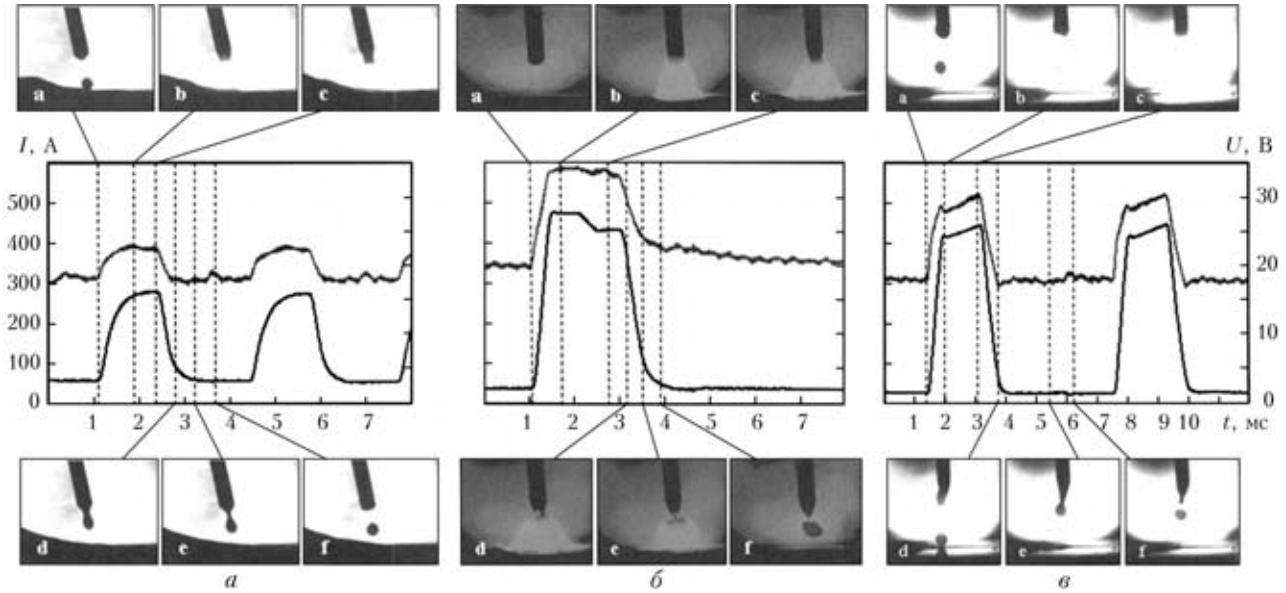


Рис. 5. Формы сварочного тока и характер переноса металла электрода при ИДСПЭ алюминиево-магниевых сплавов (*а*), углеродистых (*б*) и нержавеющих сталей (*в*) [23]

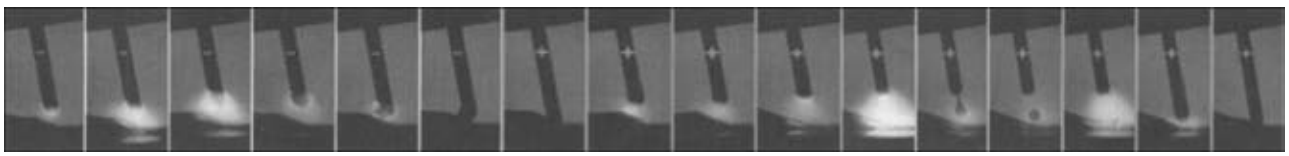


Рис. 6. CMT Pulse-Advanced процесс [26]

специалисты формируют двухступенчатые импульсы (рис. 5, *б*). Таким образом достигается капельный перенос металла даже при содержании в смеси до 30 % CO_2, а также подавляется образование очень мелких брызг, появляющихся после отрыва основной капли. Помимо уменьшения брызгообразования, происходит и экономия защитного газа (аргона).

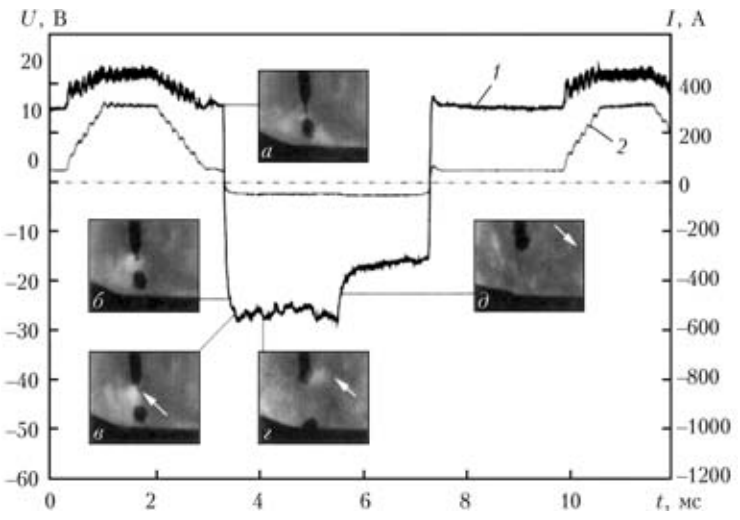


Рис. 7. Способ AC Pulsed MIG [27]: *а–д* — кинограммы переноса металла электрода; *1*, *2* — текущие значения соответственно напряжения на дуге и сварочного тока (проволока А5356 диаметром 1,2 мм; действующие значения сварочного тока 100 А, действующее значение напряжения на дуге 16,8 В, обратная полярность 20 %)

При ИДСПЭ нержавеющей стали, которая имеет большее поверхностное натяжение, применяется смесь Ar + CO_2 с большим содержанием аргона и добавлением O_2. Но часто происходит нарушение синхронного переноса металла через дугу. Поэтому разработана форма импульса, которая по мере образования капли замедляет процесс ее отделения (рис. 5, *в*).

Представляет интерес способ с наложением импульсов низкой частоты для измельчения зерна и снижения чувствительности к кристаллизационным трещинам. В ИЭС им. Е. О. Патона также занимались подобным модулированием сварочного тока. Так, при ИДСПЭ стыковых соединений из сплава АМг6 благодаря низкочастотной модуляции в паузе стало возможным исключить прожоги и нарушение формирования швов из-за неточностей сборки [24].

Импульсно-дуговая сварка получила развитие в новых технологиях. Появились источники питания импульсной дуги, реализующие модернизированный способ сварки «Speed Pulse» [25]. Предлагаемый подход позволяет сбрасывать за один импульс несколько капель электродного металла и задействовать часть струйного процесса в области малых токов. Таким образом, импуль-

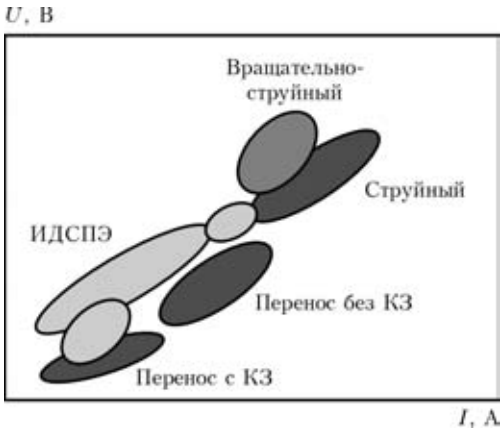


Рис. 8. Области реализации процесса ИДСПЭ

сная дуга становится более эффективной — увеличивается глубина проплавления и повышается скорость сварки. Новый процесс хорошо зарекомендовал себя при сварке углеродистых сталей [25].

Фирма «Fronius» предложила процессы сварки CMT Advanced и CMT-Pulse-Advanced [26]. По сравнению с уже известной технологией «холодного» переноса металла, CMT Advanced обеспечивает низкое тепловложение. Новая технология дает возможность заполнять более широкие зазоры в результате варьирования циклов тепловложения. На рис. 6 представлена кинограмма процесса CMT Pulse-Advanced. Отделение капли происходит в моменты КЗ и действия импульсов обратной полярности (как при «классической» импульсно-дуговой сварке). Таким образом, совмещаются два типа переноса металла электрода — с КЗ и мелкокапельный импульсно-дуговой без КЗ.

«Классическую» ИДСПЭ выполняют на постоянном однополярном токе. Поэтому вопросы магнитного дутья остаются актуальными. Развивается направление, связанное с ИДСПЭ, при котором базовый ток дуги изменяет полярность (рис. 7) [27, 28]. Таким образом, уменьшается тепловложение. Преимуществами импульсного процесса на переменном токе (AC Pulsed MIG) являются низкая температура сварочной ванны (сварка изделий с тонкой стенкой), лучшее отделение капли, предотвращение магнитного дутья.

ИДСПЭ получила развитие в технологических процессах Time Twine, Pulse MIG/MAG-Laser и Time Twin-Pulse MIG/MAG-Laser, где применяются две импульсные дуги, импульсная дуга и лазер, три импульсные дуги и лазер [29–32].

Таким образом, процесс ИДСПЭ имеет преимущества как при соединении различного класса материалов, так и при различных типах переноса электродного металла. На рис. 8 представлены области реализации процесса ИДСПЭ с различными типами переноса электродного металла.

Выводы

1. Электросварочное оборудование для дуговой сварки плавящимся электродом в защитных газах реализует основные типы переноса металла электрода, получают развитие переходные типы переноса металла электрода.

2. Показано, что управляемый импульсно-дуговой процесс эффективно применяется при сварке большого спектра металлов, а также во многих комбинированных технологиях.

3. Установлено, что разработка современного электросварочного оборудования, реализующего различные типы переноса металла электрода, должна происходить с учетом управляемого импульсно-дугового процесса сварки.

1. *Миддельдорф К., фон Хофе Д.* Тенденции развития технологий соединения материалов // Автомат. сварка. — 2008. — № 11. — С. 39–47.
2. *Cato K.* Современные источники питания для дуговой сварки с низким разбрызгиванием // Технология сварки. — 2008. — № 2. — С. 60–65. — Яп.
3. *Сварка* в машиностроении: Справ. в 4 т. / Под ред. Н. А. Ольшанского. — М.: Машиностроение, 1978. — Т.1 — 504 с.
4. *Потапьевский А. Г.* Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.
5. *Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н.* Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. — М.: Машиностроение, 1989. — 264 с.
6. *Шейко П. П., Жерносеков А. М., Шимановский Ю. О.* Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с автоматической стабилизацией параметров режимов // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 8–11.
7. *Criteri* di scelta del gas di protezione per la saldatura a filo continuo con fili pieni // Riv. italiana della soldatura. — 2010. — № 5. — P. 629–637.
8. *Kusch M.* Metall-Inertgasschweiβen von Aluminium mit gepulster Schutzgaszufuehr // Schweiβen und Schneiden. — 2006. — **58**, № 1. — S. 19–22.
9. *Автоматизированная* сварка трубопроводов: Сварка за рубежом // Автомат. сварка. — 2005. — № 1. — С. 52–56.
10. *Лебедев В. А.* Тенденции развития механизированной сварки с управляемым переносом электродного металла (Обзор) // Там же. — 2010. — № 10. — С. 45–53.
11. *Воропай Н. М.* Параметры режимов и технологические возможности дуговой сварки с импульсной подачей электродной и присадочной проволоки // Там же. — 1996. — № 10. — С. 3–9.
12. *Ланкин Ю. Н.* Автоматическое управление процессом сварки плавящимся электродом в CO_2 с периодическими короткими замыканиями дугового промежутка (Обзор) // Там же. — 2007. — № 1. — С. 3–10.
13. *Особенности* современных установок для механизированной сварки плавящимся электродом в защитных газах / М. В. Карасев, Е. М. Вышемирский, В. И. Беспалов и др. // Там же. — 2004. — № 12. — С. 38–41.
14. *Влияние* параметров импульсной сварки методом STT на тепловыделение и структуру соединения / О. В. Зябкин, В. Н. Кусков, Д. А. Потапов, А. П. Крылов // Загот. пр-ва в машиностр. — 2009. — № 4. — С. 13–15.
15. *Бондаренко В. Л.* Дуговая сварка с импульсной подачей электродной проволоки — процесс CMT, предложенный фирмой «Фрониус» // Автомат. сварка. — 2004. — № 12. — С. 55–58.
16. *Химмельбауер К.* Процесс CMT— революция в сварочных технологиях // Сварщик в России. — 2010. — № 3. — С. 28–32. — Яп.

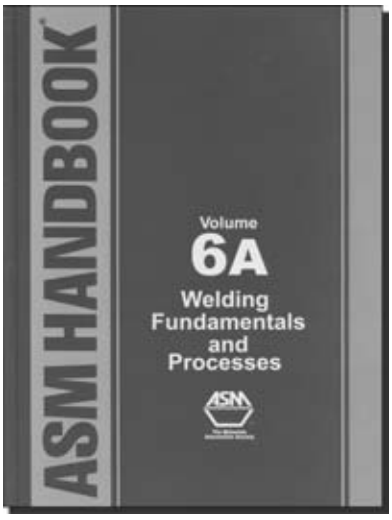
17. *Хирота Ю.* Новые технологии дуговой сварки // Журн. Яп. свароч. о-ва. Спец. вып. Новейшие способы дуговой сварки. — 2010. — **79**, № 6. — С. 15–39.
18. *Технологии* и руководства EWM highspeed // www.ewm.ru/technologies/highspeed
19. *Жерносеков А. М., Андреев В. В.* Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (Обзор) // Автомат. сварка. — 2007. — № 10. — С. 48–52.
20. *А. с. 4696750/27 СССР, МКИ*[5] *В 23 К 9/09.* Источник тока для импульсно-дуговой сварки / В. М. Павшук, П. П. Шейко. — Опубл. 07.10.91, Бюл. № 37.
21. *Павшук В. М.* Способ и источник питания импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом со ступенчатой формой импульса: Автореф. дис. … канд. техн. наук. — Киев, 1993. —16 с.
22. *Жерносеков А. М.* Системы автоматической стабилизации процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом: Автореф. дис. … канд. техн. наук. — Киев, 2006. — 19 с.
23. *Камияма Т.* Разработка машин для дуговой сварки // Технология сварки. — 2010. — **58**, № 2 — С. 46–57. — Яп.
24. *Шейко П. П.* Однопроходная импульсно-дуговая сварка модулированным током изделий из сплава АМг6 // Автомат. сварка. — 1996. — № 7. — С. 31–32.
25. *Jaeschke B., Vollrath K.* Speedpulse–eine produktivitaets- und effizienzsteigernde Weiterentwicklung des MSG-Impulsschweißens // Schweißen und Schneiden. — 2009. — **61**, № 9. — S. 548–553.
26. CMT ADVANCE: специалист по сварке тонкого металла // Автомат. сварка. — 2010. — № 10. — С. 67–68.
27. *Tong Hongjun, Ueyama Tomoyuki*. Solutions to problems of tiny spatter and arc interruption in AC Pulsed MIG arc welding // Quarterly J. of the Japan Welding Society. — 2004. — **22**, № 2. — P. 240–247.
28. *Maxl G., Posch G.* MAG — Wechselstromschweißen von hochfesten Feinkornbaustaehlen // Schweiss & Prueftechnik. — 2008. — № 3. — S. 35–38.
29. *МИГ/МАГ* сварка тандемом / С. Геке, Й. Хедергард, М. Лундин, Г. Кауфманн // Свароч. пр-во. — 2002. — № 4. — С. 30–35.
30. *Штауфер Х., Хакль Х.* Лазерно-дуговая сварка в автомобильной промышленности // Автомат. сварка. — 2001. — № 12. — С. 29–32.
31. *Staufer H., Ruehrnoebl M.* Fuer groβe Blechdicken und hohe Schweißgeschwindigkeiten: Laserhybrid- + Tandemschweißen // Praktieker. — 2006. — № 10. — S. 300–302.
32. *Ках П., Салминен А., Мартикаинен Дж.* Особенности применения гибридной лазерно-дуговой сварки (Обзор) // Автомат. сварка. — 2010. — № 6. — С. 38–47.

The trends in development of modern power sources of the arc and gas-shielded consumable-electrode welding technologies are analysed. Different types of electrode metal transfer and the possibility of controlling it by varying parameters of the welding current are considered. A high potential of the controlled gas-shielded pulsed-arc welding process is substantiated.

Поступила в редакцию 12.10.2011

НОВАЯ КНИГА

Welding Fundamentals and Processes. — ASM Handbook (The Materials Information Society), 2011. — Vol. 6A. — 920 p. (Основы сварочных процессов: Справочник, том 6А).



Под редакцией:
Thomas J. Lienert (Los Alamos National Laboratory),
S. Suresh Babu (The Ohio State University),
Thomas A. Siewert (National Institute of Standarts and Technology),
Viola L. Acott (The University of Alabama Tuscaloosa).

Книга представляет собой сборник тематических публикаций, охватывающих большинство проблем современного сварочного производства. Она полезна широкому кругу ученых, инженеров и специалистов в качестве настольной книги при решении текущих и перспективных задач.

Со справочником можно ознакомиться в библиотеке ИЭС им. Е. О. Патона.

По поводу получения копий статей просьба обращаться в технический отдел ASM International: www.asminternational.org.

УДК 621.791.92.042

НАПЛАВОЧНЫЕ ПОРОШКОВЫЕ ЛЕНТЫ (Обзор)

А. П. ЖУДРА, канд. техн. наук, **А. П. ВОРОНЧУК**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена история создания электродного наплавочного материала в виде порошковой ленты. Приведены различные их конструкции, разработанные составы и назначения. Описаны оборудование для производства порошковых лент и технологические преимущества наплавки данным электродным материалом.

Ключевые слова: порошковая лента, составы, наплавка, оборудование, технология, производительность наплавки, применение

В настоящее время порошковая лента хорошо известный наплавочный материал, который широко применяется при изготовлении и упрочнении большой номенклатуры деталей в металлургической, энергетической, горнодобывающей, дорожно-строительной и других областях промышленности. В отличие от порошковой проволоки основным преимуществом порошковых лент является высокая производительность наплавки, возможность высокой степени легирования наплавленного металла и относительная простота изготовления.

Впервые ленточный порошковый электрод в СССР был предложен сотрудниками Научно-исследовательского института технологии машиностроения Челябинского совнархоза О. А. Бакши, Е. Ф. Белоусовым и Г. П. Клековкиным в 1959–1960 гг. [1, 2]. Авторское свидетельство этих специалистов [1] подтверждает оригинальность данной разработки не только в СССР, но и в мировой сварочной технике. Первоначально порошковую ленту изготавливали непосредственно на наплавочном аппарате из двух лент для получения оболочки, а в качестве шихты использовали порошок сталинита Б. Для предотвращения пересыпания шихты сердечника нижняя часть оболочки имела гофры, которые образовывали отдельные ячейки (рис. 1, *а*).

Объединение операции изготовления электрода с последующим процессом наплавки значительно усложнило конструкцию аппарата. В дальнейшем порошковый ленточный электрод стали изготавливать отдельно на специальном оборудовании. К недостаткам этого порошкового электрода следует отнести большую жесткость за счет наличия крупных ячеек, негерметичность замков, слабое уплотнение шихты сердечника и неравномерное распределение оболочки по ширине порошкового электрода. Чрезмерная жесткость порошкового электрода затрудняла намотку его в кассеты и подачу в зону дуги при наплавке. Негерметичность замков не позволяла длительно хранить порошковый электрод и приводила к высыпанию шихты сердечника при транспортировке, зарядке в кассеты и наплавке, что в итоге приводило к химической неоднородности наплавленного металла и снижению его износостойкости.

В дальнейшем Челябинским НПТИАММАШем была предложена более простая конструкция порошковой ленты (рис. 1, *б*). Поперечные гофры в этой конструкции придали гибкость порошковой ленте, что обеспечило простоту наматывания ее в кассеты. В то же время глубокие поперечные канавки на оболочке порошковой ленты приводили к изменению ее сечения, что ухудшало процесс плавления ленты в дуге. Кроме того, большим недостатком этой порошковой ленты также являлась недостаточная плотность замков.

Г. П. Клековкин предложил порошковый электрод для сварки и наплавки [3], который конструктивно был выполнен из одной ленты, свернутой в спираль (рис. 2). Жесткость обеспечивалась применением профилированной ленты, образующей замковое нахлесточное соединение по спирали. Для уплотнения материала замка в его

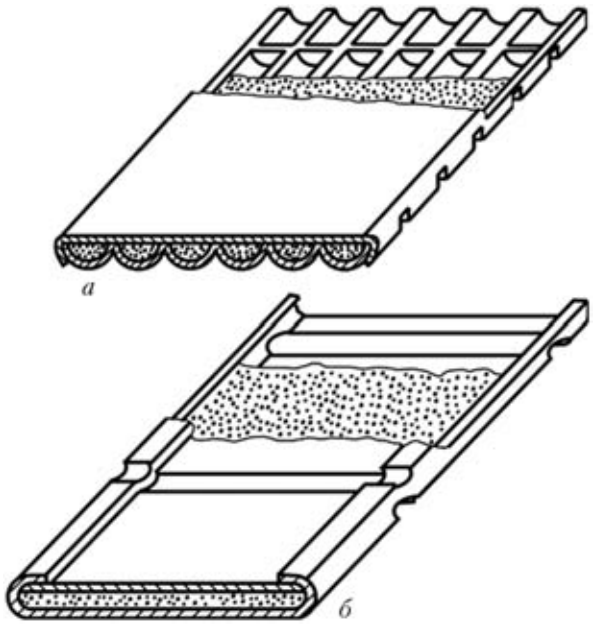


Рис. 1. Схема порошковой ленты по авторскому свидетельству [1] (*а*) и конструкции Челябинского НПТИАММАШа (*б*)

© А. П. Жудра, А. П. Ворончук, 2012

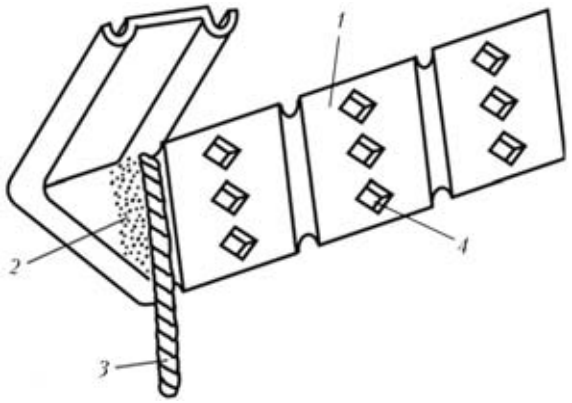


Рис. 2. Схема порошкового электрода Клековкина: *1* — профилированная лента; *2* — материал сердечника; *3* — фитиль; *4* — углубления на поверхности оболочки

полость закладывали фитиль, пропитанный ионизирующими солями для стабилизации сварочной дуги. Внутри спирали-оболочки находился порошковый материал сердечника.

При опрессовке электрода порошковый материал уплотнялся. Витые ребра оболочки и углубления на ее поверхности обеспечивали равномерное распределение сердечника и необходимую продольную гибкость. Недостатками такого порошкового электрода были сложность в изготовлении и недостаточная герметичность замка.

В большинстве из описанных конструкций порошковых ленточных электродов в качестве шихты использовали порошок сталинита Б, а наплавку проводили под слоем флюса АН-60. На начальном этапе порошковые ленточные электроды нашли применение для упрочнения многих деталей строительных и дорожных машин благодаря работам ВПТИстройдормаш [3–7].

В ИЭС им. Е. О. Патона работы по созданию наплавочных порошковых лент начаты Ю. А. Юзвенко и В. П. Шимановским в 1960 г. [8]. Для производства первых образцов порошковой ленты использован один из вариантов технологии изготовления ламелей щелочных аккумуляторов. В отличие от разработок упомянутых выше авторов, которые предлагали ленты шириной 30…50 мм, [1–3, 5, 7], все разработки ИЭС им. Е. О. Патона были направлены на изготовление ленты небольшой ширины (10…22 мм), рассчитанной на большие коэффициенты заполнения, что позволяло решать задачи легирования, труднодостижимые для порошковой проволоки.

Сравнительно небольшая ширина порошковой ленты позволяла более равномерно распределить материалы сердечника по сечению и максимально ограничить их высыпание. Необходимая ширина наплавленного слоя достигалась колебаниями электрода. Преимущества такой ленты особенно проявились в части снижения химической макронеоднородности наплавленного слоя.

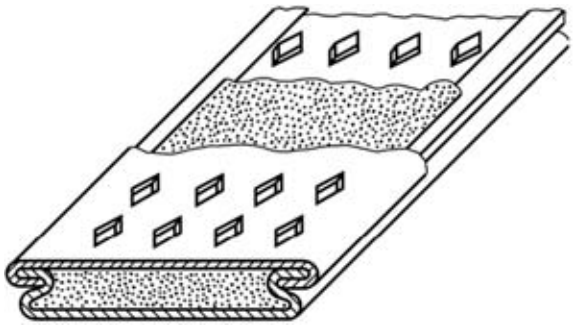


Рис. 3. Схема двухзамковой порошковой ленты конструкции ИЭС им. Е. О. Патона

В результате разработок в ИЭС им. Е. О. Патона в 1965 г. была создана первая такая порошковая лента ПЛ-АН101 [9] универсального типа, предназначенная для наплавки открытой дугой и под слоем флюса, а затем в СССР было начато широкое промышленное внедрение наплавки порошковой лентой открытой дугой. Состав и конструкция порошковой ленты ПЛ-АН101 были запатентованы в восьми странах мира, в частности, в Германии, Франции, Италии и других. Конструкция такой ленты представлена на рис. 3.

Плотные замки и мелкоячеистые гофры на оболочке позволили хорошо уплотнить сердечник порошковой ленты, что значительно улучшило перенос металла в дуге и устранило высыпание шихтовых материалов сердечника в сварочную ванну. Для изготовления данной конструкции ленты было разработано несколько модификаций станов, последний из которых ОБ 2240 работает до настоящего времени (рис. 4).

Серийное производство порошковых лент данной конструкции в промышленных масштабах было освоено на Торезском заводе наплавочных твердых сплавов и НПО «Тулачермет». К недостаткам этой порошковой ленты следует отнести неравномерное распределение оболочки по ее ширине. В местах замков, где сосредоточено максимальное количество ленты-оболочки, плотность сварочного тока при наплавке наибольшая. Это приводило к неравномерному оплавлению оболочки и образованию выступа в средней части спрессованного сердечника, который, периоди-

Рис. 4. Стан ОБ 2240 для изготовления двухзамковой порошковой ленты

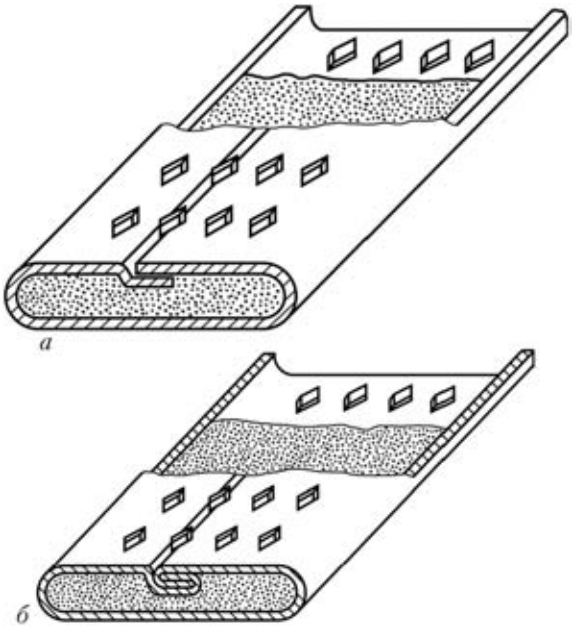


Рис. 5. Схема конструкции однозамковой порошковой ленты с нахлесточным (*а*) и плотным (*б*) замком

чески обламываясь, нерасплавленным попадал в сварочную ванну.

Для получения высокого коэффициента заполнения, что особенно важно при использовании в качестве шихты сердечника материалов с небольшой насыпной массой (карбиды, бориды хрома и др.), разработали однозамковую порошковую ленту с нахлесточным замком (рис. 5, *а*). Она имела простую конструкцию и технологию изготовления, а также позволяла получать высокий коэффициент заполнения. Кроме того, расположение замка в средней части сечения порошковой ленты способствовало более равномерному плавлению сердечника. К его недостаткам можно отнести неплотность нахлесточного замка, в результате чего высыпается шихтовый материал сердечника как при транспортировке, так и при наплавке.

Для устранения недостатков, приведенных выше, в ИЭС им. Е. О. Патона в 1981 г. была предложена конструкция порошковой ленты с плотным замком [10] (рис. 5, *б*). Замена плоского нахлесточного замка на плотный позволила хорошо уплотнить сердечник порошковой ленты прокаткой в валках с одновременным нанесением на оболочку небольших впадин глубиной до 0,6 мм и размером 2…4×2…4 мм ромбической или квадратной формы, расположенных большими диагоналями вдоль ленты. Благодаря уплотнению воздух из сердечника порошковой ленты был удален и устранено пересыпание шихтового материала сердечника. Небольшие углубления на оболочке практически не ухудшили токоподвод к оболочке порошковой ленты при наплавке.

Плотный замок располагается в средней части порошковой ленты по ее сечению, поэтому при наплавке в зоне замка плотность тока на единицу

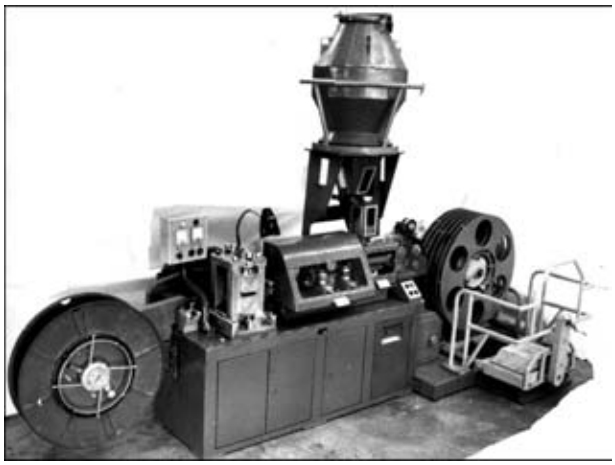


Рис. 6. Стан ОБ 2324 для производства однозамковой порошковой ленты с плотным замком

сечения порошковой ленты будет большей, чем на крайних ее участках. Это способствовало более стабильному горению дуги, улучшению переноса металла через дугу, равномерному плавлению сердечника, более высокой химической однородности наплавленного металла и его износостойкости.

Для изготовления данной конструкции было разработано несколько модификаций станов, последняя получила индекс ОБ 2324 (рис. 6). Серийное производство порошковых лент данной конструкции в промышленных масштабах с участием сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона было освоено на ПО «Днепрометиз» и НПО «Тулачермет».

В 1985 г. сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона был разработан ГОСТ 26467–85 «Лента порошковая наплавочная. Общие технические требования», действующий и сегодня. Краткий перечень разработанных и серийно выпускаемых порошковых лент представлен в таблице.

В настоящее время в промышленных масштабах выпускаются порошковые ленты двух конструкций — двух- и однозамковая с плотным замком, последняя при этом подразделяется на два типоразмера — 16,5×4,0 и 10,0×3,0 мм.

В зависимости от размера упрочняемой поверхности детали выбирают типоразмер порошковой ленты, режимы наплавки и ее схему. При этом наплавка может выполняться в один, два и более слоев, одиночными валиками и широкослойная, с размахом колебаний от 50 до 400 мм. Токи наплавки могут варьироваться от 300 до 1200 А, напряжение на дуге от 25 до 38 В, скорость перемещения электрода от 5 до 100 м/ч. Для повышения производительности наплавки применяется двух- и многодуговая наплавка на специально разработанном оборудовании. За один проход при однодуговой наплавке обеспечивается наплавка износостойкого слоя толщиной от 2 до 8 мм. Производительность наплавки порошковой лентой одной дугой достигает 25…30 кг наплавленного металла в час (рис. 7).

Порошковые ленты для наплавки

Марка порошковой ленты	Химический состав наплавленного металла, мас. %										
	C	Cr	Mn	Si	Ni	Nb	Mo	V	W	B	Ti
ПЛ-АН-101	3,0	25,0	2,0	3,0	2,0	—	—	—	—	—	—
ПЛ-АН-171	1,2	25,0	2,2	1,0	—	—	—	—	—	3,5	—
ПЛ-АН-180	4,5	30,0	—	—	—	—	1,0	—	—	—	—
ПЛ-АН-181	4,5	30,0	3,0	—	—	—	—	—	—	—	—
ПЛ-АН-111	5,0	38,0	1,0	2,5	38,0	—	—	—	—	0,3	—
ПЛ-АН-179	5,0	22,0	—	—	—	7,0	6,0	1,0	2,0	—	—
ПЛ-АН-185	5,0	22,0	—	—	—	7,0	—	—	—	—	—
ПЛ-АН-186	4,5	30,0	—	—	—	—	—	—	—	0,7	—
ПЛ-АН-132-1	0,10	4,0	1,5	1,0	—	—	2,0	—	2,5	—	—
ПЛ-АН-132-2	0,15	4,0	1,5	1,0	—	—	2,0	—	2,5	—	—
ПЛ-АН-132-3	0,20	4,0	1,5	1,0	—	—	2,0	—	2,5	—	—
ПЛ-АН-187	0,20	11,0	10,0	—	—	—	—	—	—	—	0,8
ПЛ-АН-115	0,10	—	1,5	0,8	—	—	—	—	—	—	0,5
ПЛ-АН-189	0,35	3,0	0,8	0,6	—	—	—	0,3	9,0	—	—
ПЛ-АН-190	0,40	3,0	0,8	0,6	—	—	—	0,3	9,0	—	—
ПЛ-АН-191	0,25	5,0	0,7	1,0	—	—	1,2	0,4	—	—	—
ПЛ-АН-183	0,4	2,0	1,6	1,6	5,5	0,6	1,8	0,5	—	—	—
ПЛ-АН-150	0,12	16,0	2,0	5,0	9,0	—	—	—	—	—	—
ПЛ-АН-151	0,12	16,0	4,0	5,0	8,0	1,0	6,0	—	—	—	—

Окончание таблицы

Марка порошковой ленты	Твердость *HRC*	Назначение
ПЛ-АН-101 ПЛ-АН-171 ПЛ-АН-180 ПЛ-АН-181	50...56 54...59 58...62 58...60	Наплавка деталей, работающих в условиях абразивного изнашивания (ножи бульдозеров и грейферов, зубья ковшей экскаваторов, валки коксовых дробилок, плужные диски, защитные поверхности конусов, чаш и др.)
ПЛ-АН-111 ПЛ-АН-179 ПЛ-АН-185 ПЛ-АН-186	50...58 58...62 56...60 57...62	Наплавка деталей, работающих в условиях интенсивного абразивного и газоабразивного видов изнашивания при нормальных и повышенных температурах (конуса и чаши засыпных аппаратов доменных печей, течки, бункера и т. п.)
ПЛ-АН-132-1 ПЛ-АН-132-2 ПЛ-АН-132-3	18...28 28...34 35...45	Наплавка деталей, работающих в условиях контактных нагрузок при повышенной температуре (ролики рольганов, валки и др.)
ПЛ-АН-187	18...26	Наплавка деталей, работающих в условиях больших контактных нагрузок (крановые колеса, направляющие и др.)
ПЛ-АН-115	18...26	Наплавка стальных крупногабаритных деталей с целью восстановления их геометрических размеров (конуса и чаши засыпных аппаратов доменных печей, тележки агломашин и др.)
ПЛ-АН-189 ПЛ-АН-190 ПЛ-АН-191	44...50 44...50 46...52	Наплавка валков горячей прокатки металла
ПЛ-АН-183	47...54	Наплавка ножей для горячей резки металла
ПЛ-АН-150 ПЛ-АН-151	27...34 38...50	Наплавка под флюсом деталей арматуры, работающих при температуре среды до 545 °С

Расход порошковой ленты в расчете на 1 кг наплавленного металла составляет 1,1…1,2 кг при наличии в порошке-наполнителе легкоиспаряющихся и 1,2…1,35 кг минеральных компонентов. Поставка порошковой ленты осуществляется в мотках с рядной укладкой с внутренним диаметром 400…460, наружным до 850 и шириной 115…130 мм. Масса одного мотка составляет 80…150 кг. На рис. 8 и 9 представлены общий вид порошковой ленты и бухта с рядной укладкой.

Для наплавки порошковыми лентами используется серийно выпускаемая сварочная аппаратура, которая дополнительно комплектуется специальными мундштуками и подающими роликами, обеспечивающими надежную подачу электродного материала.

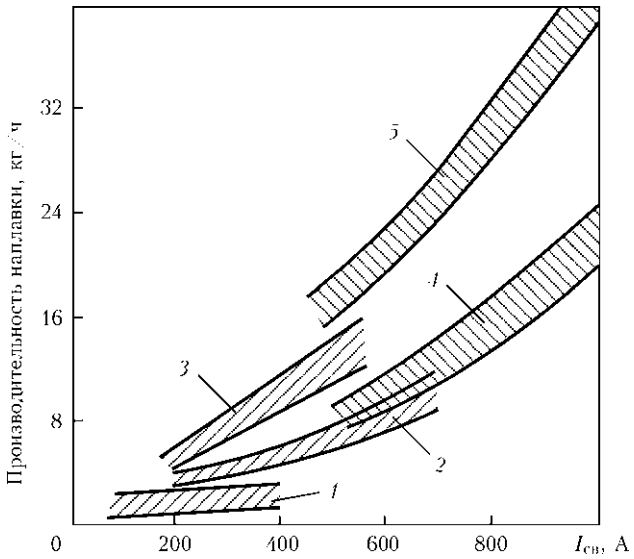


Рис. 7. Производительность наплавки: *1* — штучными электродами; *2* — цельнотянутой проволокой под флюсом; *3* — порошковой проволокой; *4*, *5* — порошковой лентой открытой дугой (соответственно один и два электрода)

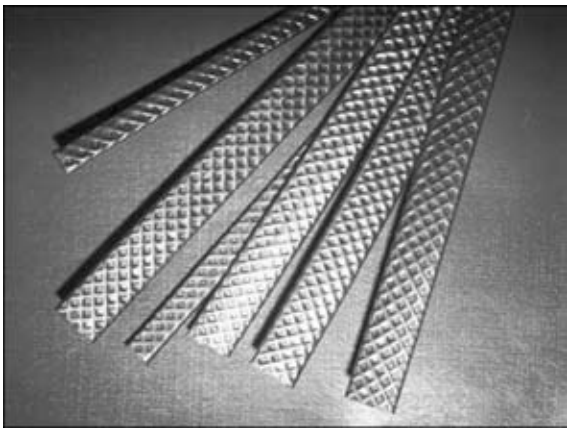


Рис. 8. Общий вид порошковой ленты

Наиболее успешно порошковые ленты используются при наплавке деталей засыпных аппаратов доменных печей [11–14] бесконусных загрузочных устройств [12, 13], бил углеразмольных мельниц [12, 13], биметаллических износостойких листов [13, 15], дорожно-строительной техники [16–18], ножей горячей резки металла [13], запорной арматуры тепловых и атомных электростанций [19, 20] и многих других деталей металлургической, горнодобывающей и энергетической промышленности.

В зарубежной литературе отсутствуют данные по разработке составов и серийному изготовлению порошковых лент в качестве электродных материалов. Однако в рекламных материалах аргентинской компании приведены сведения о материале в виде порошковой ленты для введения раскислителей при разливке стали.

Таким образом, мировой приоритет по созданию порошковых лент как электродного материала принадлежит СССР. Разработка большинства

Рис. 9. Бухта порошковой ленты

составов, организация промышленного производства и широкое внедрение — заслуга сотрудников ИЭС им. Е. О. Патона. В разные годы существенный вклад в разработку составов и технологии наплавки порошковыми лентами также внесли специалисты таких организаций, как ЦНТИ ВНИИСТ (г. Москва, РФ), [21, 22], НТУУ «Киевский политехнический институт» [23–26], Приазовского государственного технического университета, ОАО «Азовмаш» (г. Мариуполь), [27, 28], ДГУ (г. Днепропетровск) и многие другие.

До 1991 г. в СССР выпускалось до 1000 т порошковой ленты в год. В настоящее время производителями порошковых лент в Украине являются ОАО «Торезтвердосплав» (г. Торез) и ООО «ПЛАН-Т» (г. Киев), а в России — ООО «Роснамис» (г. Таганрог) и НПО «Полема» (г. Тула). Сегодня общий объем производства порошковых лент различных марок ориентировочно составляет свыше 700 т в год. При этом существует устойчивая тенденция увеличения объема производства этого электродного материала в связи с возрастающим спросом промышленности на новые виды продукции с повышенной износостойкостью.

1. *А. с. 132271 СССР.* Ленточный порошковый электрод / Г. П. Клековкин, О. А. Бакши, Т. В. Сумина, Е. Ф. Белоусов. — Приорит. от 30.01.1959.
2. *Износостойкая* наплавка ленточным порошковым электродом / О. А. Бакши, Е. Ф. Белоусов, Г. П. Клековкин и др. // Свароч. пр-во. — 1960. — № 3. — С. 30–33.
3. *А. с. 143180 СССР.* Порошковый электрод Клековкина / Клековкин Г. П., 1960.
4. *Износостойкая* наплавка порошковой лентой рабочих органов землеройных машин / Г. А. Кортелев, А. В. Черепахин, М. Р. Николаенко и др. // Строит. и дорож. машины. — 1968. — № 7. — С. 35–37.
5. *Кортелев Г. А.* Особенности износостойкой механизированной наплавки высокохромистым чугуном деталей дорожных и строительных машин и разработка наплавочных материалов: Дис. … канд. техн. наук. — Брянск, 1971. — 123 с.

6. *Николаенко М. Р.* Исследование и разработка наплавочных материалов и технологии наплавки деталей землеройных машин: Дис. … канд. техн. наук. — Брянск, 1972. — 72 с. — 27–31.
7. *Николаенко М. Р., Кортелев Г. А.* Наплавка ленточным электродом деталей машин. Серия V. — М.: ЦНИИТЭстроймаш, 1972.
8. *Юзвенко Ю. А.* Порошковая электродная лента // Автомат. сварка. — 1960. — № 9. — С. 86–87.
9. *А. с. 200075 СССР*. Порошковая лента ПЛ-АН101 / Ю. А. Юзвенко, В. П. Шимановский, И. П. Копылец. — БИ. — 1967. — № 16.
10. *А. с. 1152159 СССР*. Порошковый ленточный электрод для наплавки высокохромистых сплавов / Б. В. Данильченко, В. П. Шимановский, И. П. Копылец и др. — 1984.
11. *Шимановский В. П., Ворончук А. П., Звездин С. М.* Материалы и оборудование для наплавки конусов и чаш доменных печей // Оборудование и материалы для наплавки. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1990. — С. 71–73.
12. *Наплавка* быстроизнашивающихся деталей самозащитными порошковыми лентами / Б. В. Данильченко, В. П. Шимановский, А. П. Ворончук, И. П. Копылец // Автомат. сварка. — 1989. — № 5. — С. 38–41.
13. *Жудра А. П., Ворончук А. П.* Износостойкая наплавка порошковыми лентами // Сварщик. — 2010. — № 6. — С. 6–10.
14. *Новое* оборудование для наплавки конусов и чаш засыпных аппаратов / А. П. Жудра, А. П. Ворончук, А. А. Фомакин, С. И. Великий // Автомат. сварка. — 2009. — № 9. — С. 57–59.
15. *Жудра А. П., Ворончук А. П., Великий С. И.* Оборудование и материалы для наплавки листовых футеровочных элементов // Там же. — 2009. — № 6. — С. 53–55.
16. *Автоматическая* износостойкая наплавка зубьев ковша погрузчика Д-561Б порошковой лентой ПЛ-АН 101 / Г. А. Кортелев, М. Р. Николаенко, Б. А. Литвинов и др. // Свароч. пр-во. — 1973. — № 11. — С. 38–39.
17. *Автоматическая* наплавка порошковой лентой ПЛ-АН-101 лопастей шнеков / Г. А. Кортелев, Л. М. Спектор, И. М. Носов и др. // Автомат. сварка. — 1975. — № 2. — С. 49–50.
18. *Автоматическая* наплавка порошковой лентой ПЛ-У30Х30Г3ТЮ зубьев ковшей экскаватора Э-652 / Г. А. Кортелев, В. П. Жеравков, А. А. Черепахин // Свароч. пр-во. — 1972. — № 12. — С. 32–34.
19. *Еремеев В. Б., Стреляный Ю. З., Фрумин И. И.* Разработка порошковой проволоки и ленты для наплавки трубопроводной арматуры // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР. — 1978. — С. 3–7.
20. *Еремеев В. Б.* Механизированная наплавка изношенных деталей арматуры тепловых электростанций // Наплавка. Опыт и эффективность применения. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1985. — С. 41–44.
21. *Николаенко М. Р., Гринберг Н. А.* Неоднородность металла, наплавленного порошковым ленточным электродом // Технология и оборудование сварочных и наплавочных работ. — Тула, 1976. — С. 127–131.
22. *Николаенко К. Р., Кортелев Г. А., Гринберг Н. А.* Влияние бора, ванадия и никеля на структуру и свойства высокохромистых чугунов, наплавленных порошковой лентой // Свароч. пр-во. — 1973. — № 4. — С. 32–34.
23. *Пацкевич И. Р.* Опыт применения и перспективы развития наплавки порошковой ленты // Высокопроизводительные процессы наплавки и наплавочные материалы: Материалы Всесоюз. совещ., Коммунарск, 1973. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 1973. — С. 14–18.
24. *Пацкевич И. Р., Рыков А. М.* Статические характеристики дуги при наплавке порошковой лентой // Свароч. пр-во. — 1973. — № 2. — С. 9–11.
25. *Пацкевич И. Р., Рыков А. М.* Тепловой баланс дуги при наплавке порошковой лентой // Там же. — 1972. — № 2. — С. 7–9.
26. *Пацкевич И. Р., Хейфец Л. А.* О химической неоднородности слоя, наплавленного порошковой лентой в углекислом газе // Автомат. сварка. — 1971. — № 11. — С. 66–67.
27. *Чигарев В. В.* Производство и применение порошковых лент для наплавки износостойких сплавов // Там же. — 1994. — № 2. — С. 51–52.
28. *Чигарев В. В., Белик А. Г.* Порошковые ленты для наплавки // Свароч. пр-во. — 2011. — № 8. — С. 38–44.

The history of development of electrode surfacing material in the form of flux-cored strips is considered. Their various designs, developed compositions and purposes are given. Equipment for flux-cored strip manufacturing and technological advantages of surfacing with this electrode material are described.

Поступила в редакцию 26.10.2011

УДК 658.512.011.56:621.791

КОМПЬЮТЕРНАЯ СИСТЕМА РАСЧЕТА НОРМ РАСХОДА СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ИЗГОТОВЛЕНИЕ И РЕМОНТ СТАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Г. А. ИВАНОВ, канд. техн. наук, **В. Н. ПРОНЧЕВА**, инж.
(ОХП «Институт сварки и защитных покрытий» НАН Республики Беларусь, г. Минск)

Описаны состав, структура и основные функции системы расчета норм расхода сварочных материалов на сварку деталей и узлов стальных трубопроводов. Приведен состав базы данных и знаний системы. Даны примеры форм с подготовленными исходными данными и результатами расчета.

Ключевые слова: сварка, стальные трубопроводы, сварочные материалы, нормы расхода, компьютерная система расчета

В Республике Беларусь ежегодно выполняются большие объемы работ по строительству и ремонту трубопроводов, отмечена тенденция к их увеличению. Строительство трубопроводов характеризуется большим разнообразием видов трубопроводов (газопроводы, нефтепроводы, паропроводы и др.), применяемых способов сварки (дуговая сварка в защитном газе плавящимся и неплавящимся электродами с присадочным металлом, дуговая сварка под флюсом, ручная дуговая сварка, газовая сварка), свариваемых материалов (сталь, медь, медноникелевые сплавы и др.), сварочных материалов (электроды покрытые и вольфрамовые, проволока сплошная металлическая и порошковая), типов сварных соединений и оборудования.

В связи с постоянным увеличением протяженности трубопроводов, использованием труб больших диаметров из легированных, коррозионностойких и сталей повышенной прочности требуется наряду с совершенствованием способов сварки и созданием нового оборудования также разработка новых технологий.

Большие объемы сварочных работ при строительстве трубопроводов обусловливают и значительные объемы работ по технологической подготовке сварочно-монтажного производства.

Разработка технологических регламентов на сварку труб связана с необходимостью принятия проектных решений при выборе способа сварки, оборудования, свариваемых и сварочных материалов, расчетных работ по определению норм расхода сварочных материалов, норм времени и параметров режима сварки, а также выполнения больших объемов рутинных работ, относящихся к подготовке технологической документации.

Таким образом, необходимость автоматизации с помощью ПК проектирования технологических регламентов на изготовление деталей и узлов трубопроводов с целью сокращения материальных и трудовых затрат, улучшения качества проектных решений и технологической документации, а также повышения престижа труда технологов-проектировщиков является очевидной.

Институт сварки и защитных покрытий НАН Республики Беларусь занимается разработкой информационно-аналитических и информационно-справочных систем для ПК. В рамках этой тематики разработана система расчета норм расхода сварочных материалов на изготовление и ремонт стальных трубопроводов. Система состоит из программного комплекса, базы данных и знаний (БД и З).

Программный комплекс содержит проектные процедуры диалоговой подготовки и ввода исходной информации, расчета норм расхода сварочных материалов, определения длины сварных швов, формирования выходной документации.

Для подготовки и ввода исходной информации разработаны и выводятся на экран форма, состав и количество исходных данных, управляемые вводимыми пользователем данными. Это позволяет обеспечить программно необходимую полноту исходных данных для решения конкретной задачи и избежать ошибок при подготовке данных. Числовые данные, вводимые с клавиатуры, контролируются по минимально и максимально допустимым значениям. При выходе за пределы допустимых значений выдается сообщение об ошибке. Пример окна системы с подготовленными исходными данными приведен на рис. 1. Все поля для подготовки исходных данных можно разделить на два вида: выбор информации из списков, раскрывающихся нажатием кнопок, и ввод данных с клавиатуры. Содержание информации, которую нужно ввести или выбрать, описано в метках над

© Г. А. Иванов, В. Н. Прончева, 2011

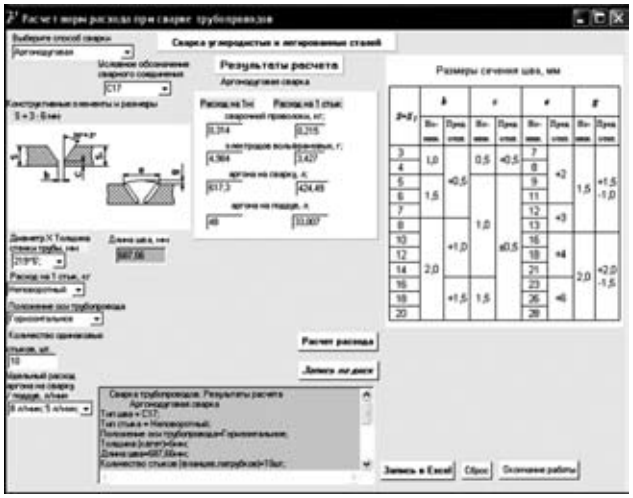


Рис. 1. Главное окно системы с подготовленными исходными данными и результатами расчета

каждым полем. Кнопки предназначены для выполнения действий, записанных на них.

Система позволяет выполнять расчеты норм расхода сварочных материалов при ручном дуговом, газовом, аргонодуговом и комбинированном способах сварки деталей и узлов трубопроводов из углеродистых и легированных сталей. Способ сварки выбирает пользователь. Конструктивные размеры и условные обозначения сварных соединений соответствуют ГОСТ 16037–80.

При разработке алгоритма и программы за основу приняты методические материалы и данные, приведенные в работах [1–6]. Производственные нормы расхода сварочных материалов в виде таблиц даны для неповоротных стыков трубопроводов. Для определения норм расхода материалов при сварке поворотных стыков в системе используются поправочные коэффициенты в зависимости от способа сварки и других условий [1, 3–5]. В таблицах нормативов указаны нормы расхода материалов на вварку патрубков, расположенных на трубопроводе сверху под углом 90° к его оси. При положении патрубка на трубопроводе сбоку или снизу и под углами, отличающимися от 90°, норма расхода корректируется с помощью поправочных коэффициентов, заложенных в системе. Для выполнения многослойных швов применяется комбинированная сварка, при этом корень шва (первый слой шва) выполняется способом аргонодуговой сварки, а остальные слои — ручной дуговой сваркой покрытым электродом. Производственными нормами учтен чистый расход материалов, трудноустранимые отходы и потери, образующиеся в процессе производства сварочных работ — огарки электродов, остатки проволоки в бухте, потери на угар, разбрызгивание и шлакообразование.

Для определения длины швов при сварке трубных заготовок под прямыми и острыми углами, а также вварке патрубков (рис. 2) разработана программа, которая может вызываться как в автономном режиме (в том числе и при работе в других системах), так и автоматически в данной системе. Входные данные и результат расчета по этой программе приведены на рис. 3.

БД и З системы, имеющей многоуровневую иерархическую структуру, состоит из множества файлов и содержит:

таблицы нормативно-справочной информации по нормам расхода материалов на 1 м шва и на один стык (фланец или патрубок), сформированные в отдельных файлах по способам сварки;

эскизы конструктивных элементов подготовленных кромок и сварных швов;

условные обозначения сварных соединений;

таблицы размерных характеристик конструктивных элементов сварных соединений.

При работе с БД и З обеспечены следующие основные требования: быстрый доступ к данным, простой и открытый интерфейс, возможность корректировки информации без корректировки системы.

Результаты расчета накапливаются в файлах, организованных по способам сварки, и по жела-

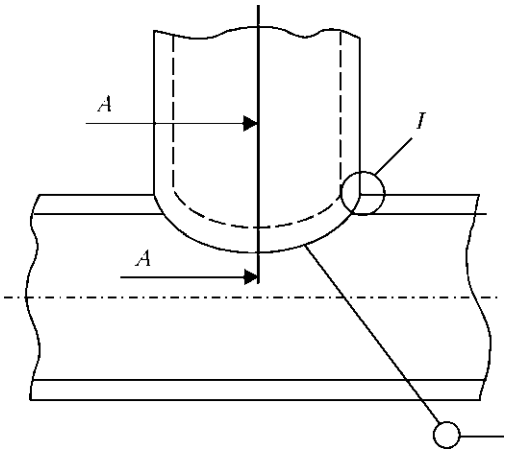


Рис. 2. Схема углового соединения трубы (патрубка, штуцера) с трубой

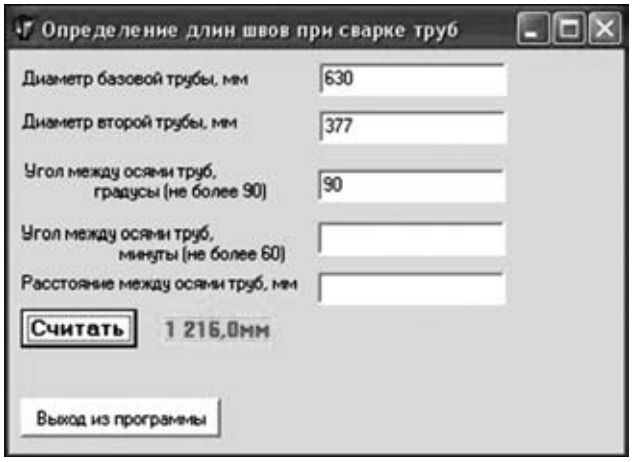


Рис. 3. Окно системы с подготовленными исходными данными и результатом расчета

нию пользователя могут быть выведены на экран и принтер в формате таблиц Excel.

Система предназначена для использования как в автономном режиме на предприятиях, занимающихся строительством и ремонтом трубопроводов, так и для включения ее в качестве компоненты в состав корпоративных информационных систем предприятий.

Эффективность от внедрения системы достигается в результате сокращения трудозатрат на подготовку производства и материальных затрат благодаря более точным, технически обоснованным расчетам.

1. *Юрьев В. П.* Справочное пособие по нормированию материалов и электроэнергии для сварочной техники. — М.: Машиностроение, 1972. — 152 с.
2. *Справочник* по сварке / Под ред. И. А. Акулова. — М.: Машиностроение, 1971. — Т. 4. — 416 с.
3. *Нормирование* расхода электродов для дуговой сварки / Н. И. Панащенко, П. Ф. Харченко, А. М. Бейниш и др. — Киев: Наук. думка, 1978. — 128 с.
4. *Нормирование* расхода материалов сварочного и наплавочного производств. — Барнаул, 1962. — 276 с.
5. *Общие* производственные нормы расхода материалов в строительстве // Сварочные работы. — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Стройиздат, 1990. — 143 с.
6. *Сварка* и свариваемые материалы: В 3 т. Т. 2. Технология и оборудование / Под ред. д-ра техн. наук В. М. Ямпольского. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 1997. — 574 с.

The paper describes the structure and main functions of system of calculation of norms of welding consumable consumption for welding parts and components of steel piping. The composition of the system data and knowledge base is given. Examples of forms with the prepared initial data and calculation results are given.

Поступила в редакцию 27.09.2011

ВЫСТАВКА «СВАРКА. КОНТРОЛЬ И ДИАГНОСТИКА»

Представители сварочной отрасли собрались на одной площадке, чтобы продемонстрировать свои достижения в рамках XI специализированной выставки «Сварка. Контроль и диагностика». Проект проходил с 29 ноября по 1 декабря 2011 г. в Международном выставочном центре «Екатеринбург-ЭКСПО» (www.uv66.ru).

Выставка имеет большое значение как для развития отрасли, так и в целом для Уральского региона. Поэтому свою поддержку оказали многие: Торгово-промышленная палата Российской Федерации, Правительство Свердловской области, Администрация города Екатеринбурга, Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, Уральский институт сварки. Организатор мероприятия — ЗАО «Уральские Выставки».

«… То оборудование, и те технологии, которые здесь представлены, соответствуют тем целям и задачам по модернизации, которые ставит перед нами Президент Российской Федерации, Председатель Правительства РФ, губернатор Свердловской области», — отметил заместитель министра промышленности и науки Свердловской области Владислав Юрьевич Пинаев на торжественной церемонии открытия.

В проекте «Сварка. Контроль и диагностика» приняли участие более 70 компаний из разных городов России: Москвы, Екатеринбурга, Санкт-Петербурга, Перми, Тюмени, Челябинска, Пскова, Ижевска, Бийска, Пензы, Уфы, Казани и других городов.

В экспозиции выставки были представлены оборудование и технологии для электродуговой сварки металлов, оборудование и технологии для плазменной, газопламенной сварки и резки, средства и методы защиты от вредных производственных факторов в сварочном производстве, средства вибрационного, вихретокового, оптического и визуального, радиационного и других видов контроля, оборудование и технологии для производства сварочных электродов и проволок и многое другое.

Группа компаний «Контур» представила разработки по внедрению автоматизации и роботизации сварки. На стенде ООО «Техэнерго» можно было увидеть сварочные генераторы, инверторы, трансформаторы, полуавтоматы, аппараты воздушно-плазменной резки, мотопомпы и электростанции различной мощности и другие. ЗАО «Завод сварочных материалов» представил электроды для ручной дуговой сварки углеродистых и нержавеющих сталей, для наплавки, для сварки цветных металлов, а также порошковую проволоку.

Зрелищной частью выставки стал конкурс «МИСС СВАРКА». Изящные девушки, чья работа связана с этой отраслью, продемонстрировали не только свою красоту, но и умение работать со сварочным аппаратом. В рамках деловой программы прошел также конкурс «Молодой сварщик», День Главного сварщика с участием лучших специалистов страны. Состоялись научно-техническая конференция «Сварка и Диагностика», Ярмарка ВАКАНСИЙ, мастер-класс победителей конкурса сварщиков «Славим человека труда!», ТЕСТ-ДРАЙВ сварочного оборудования и другое.

Многие участники нынешней выставки «Сварка. Контроль и диагностика» пообещали приехать и в следующий раз.

Пострелиз ЗАО «Уральские Выставки»

УДК 621.793.7

ГАЗОТЕРМИЧЕСКОЕ НАПЫЛЕНИЕ ПСЕВДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ (Обзор)

Н. В. ВИГИЛЯНСКАЯ, инж., **Ю. С. БОРИСОВ**, д-р техн. наук, **И. А. ДЕМЬЯНОВ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрен опыт разработки и применения газотермических псевдосплавных покрытий, изложен принцип их формирования. Приведены характеристики наиболее используемых псевдосплавных покрытий и эффективность их практического применения в различных областях техники.

Ключевые слова: газотермическое напыление, электродуговое напыление, композиционное покрытие, псевдосплав, псевдосплавное покрытие, свойства покрытий, практическое применение

Разработка и внедрение новых высокоэффективных материалов и технологий для ремонта, повышения надежности и долговечности узлов и деталей различного назначения является актуальной задачей в области получения защитных композиционных покрытий.

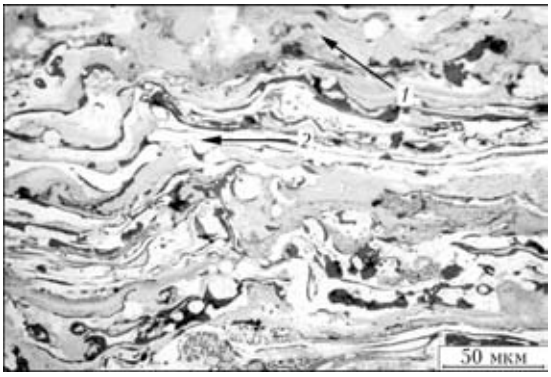
Композиционное покрытие — это гетерофазное покрытие, сформировавшееся в процессе нанесения, со структурой и свойствами, присущими композиционному материалу. Анализ процесса газотермического напыления (ГТН), структуры и физико-механических свойств композиционных покрытий показывает ряд преимуществ таких покрытий, в особенности высокую прочность, плотность, однородность, наличие фаз с особыми свойствами [1].

Отдельным видом композиционных покрытий являются покрытия с псевдосплавной структурой, состоящие из материалов, которые не образуют твердых растворов и соединений в жидком и твердом состоянии (отличаются температурой плавления, не сплавляются между собой). Благодаря отсутствию взаимодействия этих материалов в значительной области концентраций и температур псевдосплавные покрытия сочетают в себе свойства каждого из компонентов. В процессе нанесения многокомпонентного покрытия частицы каждого из наносимых металлов сохраняются в слое индивидуально, хотя при металлизации они и находились в расплавленном состоянии. Подобные многокомпонентные покрытия называют псевдосплавными. Материалы типа псевдосплавов характеризуются рядом важных свойств — сочетанием высоких значений температуры плавления и испарения с механической прочностью, твердостью, демпфирующей способностью, износостойкостью, способностью к самосмазыванию в условиях сухого трения, а также высоким уровнем электро- и теплопроводности [2]. Требуемые свойства псевдосплавов получают путем изменения соотношения компонентов. На свойства псевдосплавов существенно влияют способы их изготовления: жидкофазное, твердофазное спекание, а также пропитка.

В настоящее время известен широкий спектр составов псевдосплавов с различными эксплуатационными свойствами. Так, псевдосплавы системы Ti–Mg (14–25 % Mg) отличаются хорошими антифрикционными свойствами и коррозионной стойкостью [3]. Псевдосплавы системы Fe–Cu (15…25 % Cu) характеризуются хорошими пластичностью, прочностью, термостойкостью. Из них изготовляют компрессорные лопатки, поршневые и уплотнительные кольца [3, 4]. Применение псевдосплавов системы Fe–Pb (10 % Pb, 2 % Sn, Fe — остальное) в основном обусловлено их хорошими антифрикционными свойствами. Из них изготовляют подшипники скольжения [4]. Псевдосплавы системы Fe–Mg (Fe-93 %, Mg-7 %) применяют для получения расходуемых анодов с целью электрохимической защиты конструкционных материалов [3, 5]. Псевдосплавы системы W–Cu, W–Ag, Mo–Cu, Mo–Ag, Ni–Ag используют в электротехнике в качестве электроконтактных материалов, из них изготовляют сопла плазмотронов [6–10]. Из псевдосплавов системы Cu–Cr (35% Cr) получают электроконтакты вакуумных дугогасительных камер [11].

Теоретический и экспериментальный анализы показали возможность проведения предварительной расчетной оценки физических свойств композиционных материалов (КМ) и покрытий, таких как коэффициент термического расширения, коэффициент теплопроводности, модуль упругости [12]. На основе существующих подходов к расчету свойств КМ можно выполнить расчетно-аналитическую оценку прогнозируемых свойств механических смесей, к которым относится структура псевдосплавных газотермических покрытий. Последняя состоит из механической однородной

© Н. В. Вигилянская, Ю. С. Борисов, И. А. Демьянов, 2012



Микроструктура псевдосплавного покрытия системы Cu–NiCr: *1* — Cu; *2* — NiCr

смеси деформированных при ударе о поверхность основы частиц расплава (сплетов) толщиной в несколько микрометров и диаметром в десятки микрометров. Характерная структура псевдосплавного покрытия системы Cu–NiCr показана на рис. 1.

Расчетным методом можно определить коэффициент теплопроводности $\lambda_п$ [13], модуль упругости $E_п$ [11, 14] и коэффициент термического расширения покрытий $\alpha_п$ [11, 14]:

$$\lambda_п = \lambda_1 m_1 + \lambda_2 m_2,$$

$$E_п = E_1 V_1 + E_2 V_2,$$

$$\alpha_п = [\alpha_1 E_1 (1 - V_2) + \alpha_2 E_2 V_2]/[E_1 (1 - V_2) + E_2 V_2],$$

где λ_1, λ_2 — теплопроводность компонентов покрытия; m_1, m_2 — массовые доли компонентов покрытия; E_1, E_2 — модули упругости компонентов покрытия; V_1, V_2 — объемные доли компонентов покрытия; α_1, α_2 — температурные коэффициенты линейного расширения компонентов покрытия.

Покрытия с псевдосплавной структурой можно получить способами электроискрового легирования [15], ионно-плазменного магнетронного распыления [16] и ГТН (плазменным, газопламенным, электродуговой металлизацией). Способ электродуговой металлизации получил наибольшее распространение при нанесении псевдосплавных покрытий.

До настоящего времени нет необходимой справочной и регламентирующей литературы по эксплуатационным свойствам и технологии нанесения псевдосплавных электродуговых покрытий. Поэтому целью настоящей работы является установление и обоснование на базе аналитического обзора эффективности применения электродугового нанесения псевдосплавных покрытий при изготовлении и ремонте деталей.

Оборудование и материалы для ГТН псевдосплавных покрытий. Для напыления псевдосплавных покрытий были использованы следующие типы установок:

установки плазменного напыления УПУ-3, УПУ-4, УМП-5, УМП-6 [17] (с использованием порошковых материалов), в том числе плазмотрон УШР-2 [18];

газовые металлизационные аппараты типа МГИ-2, МГИ-5 [17], МГИ-1-57, ГИМ-2 с удлинительной головкой УГ-2 [19];

двухпроволочные аппараты для электродугового напыления — стационарные (станочные) ЭМ-6, ЭМ-12, ЭМ-15, МЭС-1 и переносные (ручные) ЭМ-3, РЭМ-3А, ЭМ-9, ЭМ-10, ЭМ-14 [20];

трехпроволочные электродуговые металлизаторы УМА-1 [21], трехпроволочные головки МТГ и трехфазные аппараты ТМ-2 [22].

В трехпроволочных электрометаллизаторах (с моторным приводом ЭМ-6 и приставной трехпроволочной головкой МТГ) можно раздельно регулировать скорость подачи проволок [23].

Для ГТН псевдосплавных покрытий используются следующие порошки:

механические смеси компонентов (Al–Sn [18]), конгломерированные на каком-либо связующем веществе (механическая смесь порошков конгломерированного Al–Ni и молибдена [24]);

композиционные, состоящие из ядра основы, окруженного плакирующим слоем второго компонента (Al–Cu, Pb–Cu, Mo–Ni, Ag–Ni [24], Al–Mo [25]); плакирующий слой наносится либо химическим осаждением, либо вакуумным испарением.

Возможно также плазменное напыление псевдосплавных покрытий из порошков, полученных механическим легированием (Cu–Ta [26], Fe–Cu [27], Mo–Cu [28]).

При напылении псевдосплавных покрытий газопламенными металлизаторами применяют полиметаллические проволоки, состоящие из двух или трех металлов, располагающихся слоями, которые получают путем обертывания проволоки из одного металла ленточкой из другого металла и совместного протягивания через фильеру (алюминиево-свинцовую, медно-свинцовую) [29].

При использовании двух- и трехпроволочных электродуговых аппаратов для получения псевдосплавных покрытий в аппарат заправляют разнородные проволоки, диаметры и скорость подачи которых подбирают с учетом требуемого соотношения компонентов покрытия. Псевдосплавные покрытия формируются из смеси частиц разнородных металлов [23, 29]. При электродуговом напылении псевдосплавных покрытий используют материалы в виде проволок сплошного сечения (стальная, алюминиевая, латунная, цинковая, свинцовая, оловянно-свинцовая), порошковых проволок с металлической оболочкой (оболочка из сталей Св-08, Св-08Г2С, 30ХГСА, сталь 70, У8, У10, 20Х13, 40Х13, 65Г с различными наполнителями).

Антифрикционные псевдосплавные покрытия получают из стали, меди, свинца с присадкой алюминия, латуни и других металлов. Для повышения износостойкости применяют псевдосплавные покрытия на стальной основе с медью, латунью и алюминием, а также сталемолибденовые покрытия [29]. Для защиты от коррозии в основном применяют покрытия системы Zn–Al [19]. Количество второго металлического компонента в этих покрытиях может изменяться в пределах от 5 до 50 мас. %.

Процесс ГТН псевдосплавных покрытий. ГТН позволяет создавать псевдосплавные покрытия из несплавляющихся металлов с требуемыми свойствами и широким диапазоном сочетания компонентов. При этой технологии возможно получение псевдосплавных покрытий и при использовании сплавообразующих компонентов. Короткое время контакта частиц компонентов (миллисекунды) не дает возможности развиться процессам взаимодействия.

При совместном распылении с помощью электродуговой металлизации металлов, отличающихся некоторой взаимной растворимостью или способных вступать в химическое взаимодействие, структура псевдосплавных покрытий характеризуется наличием твердых растворов различной концентрации или интерметаллидных фаз. Примером может служить псевдосплавное покрытие системы Al–Cu [30]. В случае совместного распыления металлов, не отличающихся заметной взаимной растворимостью, в структуре псевдосплавных покрытий обнаруживаются окисленные частицы исходных металлов. К таким покрытиям относятся Cu–Pb, Cu–сталь.

Специфическое строение псевдосплавного покрытия придает ему высокие антифрикционные свойства. Характерными чертами псевдосплавного покрытия являются гетерогенность и микропористость. Гетерогенность строения, наличие на поверхности слоя развитой шероховатости и пор (8…12 об. %) обеспечивают благоприятные условия для сохранения в процессе трения масляной пленки даже после прекращения подачи смазки.

Механические свойства псевдосплавного покрытия связаны с его строением и зависят от параметров процесса, которые меняют количество и форму залегания оксидов, размеры и форму частиц [31]. Так, увеличение давления воздуха при электродуговом напылении дает возможность получить более мелкозернистое строение слоя, но вызывает значительное окисление напыляемого материала покрытия. Дистанция напыления также оказывает большое влияние на физико-механические свойства покрытий. При увеличении дистанции от 25 до 300 мм степень окисления напыляемых частиц повышается и количество оксидов в слое увеличивается от 10 до 40 %. Кроме того, частицы достигают напыляемой поверхности более охлажденными и, как следствие, снижаются прочностные характеристики покрытия (временное сопротивление при растяжении и сжатии — на 40 %, твердость — на 5…10 %) [31].

Физико-механические свойства псевдосплавных покрытий могут быть улучшены с помощью термообработки, которой подвергают псевдосплавные покрытия, состоящие целиком из тугоплавких металлов или содержащие их в преобладающем количестве, а также покрытия из цветных псевдосплавов. Последние (МС25, М75 ПОС30) после термической обработки имеют лучшую прирабатываемость [19]. Если в дуговом аппарате используют разнородные материалы в качестве анода и катода, возникает вопрос об анализе характера формирования струи напыляемого материала при одновременном распылении двух проволок (возможно ли их взаимодействие между собой в процессе напыления). В работе [32] проведен анализ частиц, полученных одновременным распылением стальной и медной проволок электродуговым аппаратом. Медь и железо почти не растворимы, и это может вызвать трудности для формирования твердого раствора между ними. Кроме того, в процессе начальной стадии плавления и отрыва с конца проволоки капли с двух проволок имеют малую возможность контакта из-за воздействия распыляющего газового потока. Между тем, после распыления частицы в процессе полета могут вступить в контакт между собой. Однако проведенные анализы показали, что контактное взаимодействие и растворимость двух материалов незначительны (в железной частице содержится 1,27 мас. % меди, в медной частице — 1,9 мас. % железа).

Технология нанесения псевдосплавных покрытий имеет некоторые недостатки, связанные с нарушением стабильности собственно процесса электродуговой металлизации ввиду разной скорости плавления проволок различного состава. Для их преодоления требуется разработка специальных мер (использование проволок различного диаметра или их подачи с разными скоростями, удаление оксидной пленки с проволок), что усложняет технологический процесс и ограничивает возможность регулирования состава покрытий.

Условия напыления, структура и свойства газотермических псевдосплавных покрытий. *Антифрикционные псевдосплавные покрытия*. Псевдосплавные покрытия, полученные способом электродугового напыления, применяемые в качестве антифрикционных материалов в узлах трения скольжения, имеют ряд преимуществ. Их структура, подобно металлокерамическим материалам, состоит из частиц металла, оксидов, нитридов и пор. Псевдосплавные покрытия хорошо и быстро прирабатываются и проявляют меньшую склонность к задирам по сравнению с другими антифрикционными покрытиями [33].

Таблица 1. Антифрикционные псевдосплавные покрытия и их свойства

Псевдосплавное покрытие	Состав, %	Твердость по Бринеллю при нагрузке 250 кг	Масловпитываемость, %	Прирабатываемость по отношению к баббиту Б83, %	Предельная нагрузка·10^{-4}, Н/м^2, при скорости скольжения, м/с	
					1	4
Al–сталь (АЖ50)	Al 48…50 Fe 50…52	37...44	10...14	58	1030	1079
Cu–сталь (МЖ50)	Cu 45…50 Fe 50…55	—	—	64	883	1128
Cu–сталь (МЖ75)	Cu 25…30 Fe 70…75	95…107	3,0…3,2	80	668	785
Латунь–сталь (ЛЖ75)	Cu 17…20 Zn 8…10 Fe 70…75	95…107	2,5…3,0	42	490	834
Cu–Pb (МС25)	Pb 25…30 Cu 70…75	35...37	—	47	1030	1373
То же, после термообработки	Pb 25…30 Cu 70…75	24...27	—	75	1962	2158
Cu–Sn–Pb (М75ПОС30)	Sn 2…3 Pb 6…7 Cu 90…91	25...28	—	80	1570	1619
Al–Pb (АС50)	Al 48…50 Pb 50…52	33...34	5,2	—	1760	1962

Таблица 2. Режимы напыления псевдосплавных покрытий электродуговыми аппаратами ЭМ-3А

Псевдосплавное покрытие	Давление сжатого воздуха·10^{-4}, Па	Напряжение на электродах, В	Производительность аппарата, кг/ч	Расстояние от сопла до поверхности детали, мм
Al–сталь (АЖ50)	49…59	20…40	2,0…2,4	100…125
Cu–сталь (МЖ75)	59…69	30…40	4,0…8,0	125…150
Латунь–сталь (ЛЖ75)	49…59	30…40	4,0…8,0	125…150
Al–Pb (АС50)	49…59	20...30	2,0…2,4	75…100

Составы наиболее употребляемых антифрикционных псевдосплавных покрытий и некоторые данные, характеризующие их свойства [29], приведены в табл. 1.

Таблица 3. Режимы напыления псевдосплавных покрытий трехпроволочным аппаратом (диаметр проволоки 2 мм; напряжение 20…40 В)

Материал покрытия	Массовая доля элемента, %	Скорость подачи проволоки, м/мин	Значение тока на каждой фазе, А	Производительность аппарата, кг/ч
Сталь Медь	75	1,0…2,0	50…125	4,0…8,0
	25	0,6…1,2	75…150	
Сталь Латунь	75	1,0…2,0	75…150	4,0…8,0
	25	0,6…1,2	60…110	
Алюминий Свинец	50	1,0…2,0	40…90	2,0…4,0
	50	0,5…1,0	15…30	
Алюминий Сталь	30	1,0…1,2	90…110	3,0…3,6
	70	1,3…1,6	40…60	
Алюминий Сталь	50	1,0...1,2	90…110	2,0…2,4
	50	0,7…0,85	50...80	

Режимы напыления псевдосплавных покрытий электродуговыми аппаратами ЭМ-3А указаны в табл. 2 [29].

При напылении псевдосплавных покрытий электродуговым аппаратом ЭМ-6 с трехпроволочной головкой МТГ рекомендуются режимы, указанные в табл. 3 [23].

При напылении псевдосплавных покрытий газопламенным способом используют режимы, приведенные в табл. 4 [29].

В табл. 5 приводятся показатели физико-механических свойств псевдосплавных покрытий (в условиях жидкостного трения), полученных электродуговой металлизацией с использованием установки ЭМ-3А [19].

Псевдосплавные покрытия системы Cu–Pb, нанесенные с помощью трехпроволочного металлизатора, имеют характерное слоистое строение [30]. Особенностью структуры этих псевдосплавных покрытий является пористость. Специфичность структуры и характера связи между частицами покрытий системы Cu–Pb обусловливает относительно низкие значения их физико-механических свойств, для повышения которых приме-

Таблица 4. Режимы газопламенного напыления псевдосплавных покрытий (диаметр проволоки 1,5 мм)

Псевдосплавное покрытие	Производительность аппарата МГИ-1-57, кг/ч	Давление, Па	
		кислорода	горючего газа
Cu–Pb (МС25)	0,50…0,60	$(2,5…5,0)10^5$	$(0,35…0,75)10^4$
Al–Pb (АС50)	0,45…0,90	$(2,5…5,0)10^5$	$(0,35…0,75)10^4$

няется отжиг на спекание в восстановительной среде. При температуре отжига 900…940 °С в 10…15%-й смеси древесного угля и оксида алюминия через 3 ч концентрация поглощенного кислорода и пористость покрытий достигают минимума, а слоистая структура полностью исчезает. Такое изменение структуры псевдосплавных покрытий системы Cu–Pb способствовало существенному повышению их износоустойчивости.

Независимо от способа подготовки поверхности отжиг значительно снижает прочность сцепления псевдосплавного покрытия с основой. В случае нанесения покрытия системы Cu–Pb на стальную основу, подготовленную путем нарезки рваной резьбы, прочность сцепления после отжига снижается до 3,8…4,6 МПа против 10,0…15,0 МПа до отжига из-за образования промежуточной пленки смеси оксидов меди и железа — Cu_2O, FeO и Fe_3O_4. Это привело к необходимости исключения прямого химического взаимодействия между компонентами псевдосплавного покрытия и сталью путем нанесения защитного подслоя из олова, латуни, никеля или меди. Применение медного подслоя позволило увеличить прочность сцепления покрытия системы Cu–Pb после отжига в 3…4 раза (табл. 6) [30].

Установлено, что по комплексу физико-механических и антифрикционных свойств, прочности сцепления и износоустойчивости оптимальным, а также по составу является отожженное псевдосплавное покрытие с содержанием 25…30 % свинца [30]. Структура псевдосплавных покрытий системы Cu–сталь представляет собой смесь ламелей стальных и медных частиц, по границам которых располагаются оксиды и поры. Основанием для использования псевдосплавных покрытий системы Cu-сталь в качестве подшипникового материала является гетерогенность их структуры и изготовление из недефицитных металлов. Показано, что псевдосплавные покрытия системы Cu–сталь отличаются более высокой износостойкостью, чем покрытия из стали (табл. 5). Псевдосплавные покрытия Cu–сталь, содержащие 10…30 % меди, легко прирабатываются и эксплуатируются в условиях значительных нагрузок при невысокой температуре и низком коэффициенте трения. Недостатком псевдосплавных покрытий системы Cu–сталь является трудность их механической обработки, в частности, шабровки, из-за включений оксидов, нитридов, характеризующихся повышенной твердостью. Для улучшения свойств покрытия Cu–сталь предложено производить его термическую обработку (отжиг и нормализацию), что приводит к изменению формы частиц оксидов и снижению твердости покрытия от 1850 до 125 МПа [30].

Псевдосплавные покрытия системы Cu–Al, полученные способом газопламенного напыления, по структуре и содержанию оксидов существенно отличаются от аналогичных, выполненных способом электродуговой металлизации, поскольку при последнем происходит перегрев частиц исходного металла. В процессе газопламенного на-

Таблица 5. Физико-механические свойства псевдосплавных покрытий в условиях жидкостного трения

Псевдосплавное покрытие	Коэффициент трения при v = 1…4 м/с для удельного давления, МПа				Прирабатываемость*	Твердость по Бринеллю при P = 250 кг, δ = 5 мм	Масловпитываемость, %
	50	100	150	200			
Al–сталь (АЖ50)	0,0049…0,0061	0,0045…0,0053	—	—	0,58	37...44	10...14
Cu–сталь (МЖ50)	0,0056…0,0063	0,0035…0,0036	—	—	0,64	—	—
Cu–Pb (МС25)	0,0044…0,0044	0,0037…0,0042	—	—	0,47	35...37	—
Cu–Pb (МС25) (термообработка)	0,0039…0,0045	0,0033	0,0030…0,0033	0,0032…0,0037	0,75	24...27	—
Cu–Sn–Pb (М75, ПОС30) (термообработка)	0,0039…0,0047	0,0033…0,0035	0,0028…0,0041	—	0,80	25...28	—
Al–Pb (АС50)	—	—	—	0,0041	—	33...34	5,2
Cu–сталь (МЖ75)	0,0056…0,0061	—	—	—	0,80	95...107	3,0...3,2
Латунь–сталь (ЛЖ75)	0,0065…0,0072	—	—	—	0,42	95...107	2,5...3,0
Сталь (Ж100)	0,0070…0,0133	—	—	—	0,73	107	1,8...2,0

* Прирабатываемость баббита марки Б83 принята за 1.

пыления температура расплавленных частиц соответствует кривой ликвидуса. Вследствие этого, а также благодаря значительной концентрации продуктов сгорания в газовом потоке, расплав не подвергается столь интенсивному насыщению кислородом [30].

Износостойкие псевдосплавные покрытия. Механизм формирования и особенности структуры электродуговых покрытий системы сталь 65Г – алюминий исследованы в работе [34]. В структуре продуктов при одновременном распылении электродных проволок из стали 65Г и алюминия зафиксированы все промежуточные фазы, образующиеся при взаимодействии железа с алюминием как в твердом, так и в расплавленном состоянии. Оптимальное сочетание свойств (умеренная микротвердость и достаточная пластичность), определяемое соответствующим составом интерметаллидов, отмечено в покрытиях с 10%-м содержанием алюминия.

Напыление сталеалюминиевого псевдосплавного покрытия с содержанием стали в напыляемом материале 50…65 мас. % и последующая его обработка давлением с обжатием позволяют получить оптимальную структуру покрытия, состоящую из жесткой арматуры (твердых частиц интерметаллидов, образующихся при напылении покрытия) и мягкой матрицы (алюминий, сталь), а также обеспечить в процессе обжатия пластическую деформацию мягкой составляющей, происходящую в результате отделения оксидных пленок с ее частиц. С ростом содержания стали в слое псевдосплава напряжения, приводящие к отделению оксидных пленок с поверхности частиц, увеличиваются. Отделение оксидных пленок способствует повышению когезионной прочности покрытия, в результате значительно увеличивается его износостойкость и, как следствие, повышается срок службы изделий с покрытиями [35].

Существует способ получения композиционных электродуговых покрытий из двух разнородных электродных материалов, одним из которых является низкоуглеродистая мягкая сталь, твердость которой не превышает 1500 МПа. В качестве второй проволоки используют порошковую системы легирования Fe–Cr–B–C [36]. Таким способом получают покрытия на основе сочетания серийных порошковых проволок системы Fe–Cr–B–C (ПП-АН-307) и цельнотянутых проволок Св-08 для восстановления деталей машин, поверхности трения которых работают в условиях граничного трения и абразивного износа. Повышенная износостойкость обусловлена наличием в покрытии большого количества кислорода, оксидов железа и бора, которые обеспечивают низкий уровень коэффициента трения, а наличие в покрытии боридов Fe_2B способствует его высокой износостойкости. Установлено, что в условиях абразивного износа закрепленным абразивом износостойкость композиционного покрытия ПП-АН-307+Св-08 в 2,1 раза выше, чем у одноименных покрытий из порошковой проволоки АН-307, и в 1,4 раза выше, чем у стали ШХ-15 [37].

Таблица 6. Прочность сцепления покрытия системы Cu–Pb, нанесенного на омедненную низкоуглеродистую сталь, МПа

Содержание свинца в покрытии, мас. %	До отжига	После отжига
0	13,0	35,0
10	11,2	34,0
30	7,8	32,0
50	6,2	17,5

Коррозионностойкие псевдосплавные покрытия. Защиту от водной и атмосферно-водной коррозии можно обеспечить в случае использования псевдосплавных покрытий системы Zn–Al (1:1). При смачивании водой деталей с покрытием Zn–Al происходит интенсивное окисление цинка, и оксиды прочно закупоривают поры покрытия, прекращая тем самым доступ воды к основному металлу [19].

В работе [38] исследованы коррозионные свойства покрытий системы Zn–Al, полученных электродуговым способом с одновременным напылением проволок цинка и алюминия, а также напылением цинковой и порошковой проволок Al–5 мас. % Mg. Для испытаний использовали 3,5%-й раствор хлористого натрия. Исследования показали, что псевдосплавное покрытие Zn–Al имеет в 3 раза большую коррозионную стойкость, чем покрытия из цинковой или алюминиевой проволоки, а псевдосплавные покрытия системы Al–Mg–Zn 73% Zn–25,6% Al–1,4% Mg и 86% Zn–13,3% Al–0,7% Mg имеют стойкость против коррозии в 1,25 раза большую, чем псевдосплавные покрытия системы Zn–Al.

Опыт практического применения газотермических псевдосплавных покрытий. Псевдосплавные антифрикционные покрытия хорошо и быстро прирабатываются и проявляют меньшую склонность к задирам по сравнению с другими антифрикционными покрытиями. Псевдосплавные покрытия систем Al–сталь, Cu–сталь, Cu–Pb, Cu–Sn–Pb термообработанные и Al–Pb можно применять взамен оловянистых и безоловянистых бронз и баббитов в пределах допускаемых нагрузок и скоростей при спокойных нагрузках для неразрезных втулок, редукторов, трансмиссий, кранов, станочного оборудования, металлорежущих станков, вентиляторов, дымососов, компрессоров и центробежных насосов, работающих в паре с закаленным и незакаленными шейками [19].

Использование Cu–Pb покрытия в качестве антифрикционного материала является эффективным

на внутренних рабочих поверхностях стальных втулок [30].

Покрытие Cu–Al с массовой долей меди 20 % рекомендовано для подшипников скольжения, работающих в узлах металлорежущего оборудования и подъемно-транспортных устройств [30].

В работе [39] приведены результаты исследований по разработке износостойких покрытий для упрочнения и восстановления ступиц направляющих аппаратов погружных центробежных насосов типа ЭЦН. В качестве одного из вариантов покрытий опробован состав покрытия 20Х13+АМг, полученный путем распыления проволок диаметром 1,6 мм на одинаковой скорости подачи.

Теплопроводность этих покрытий заметно выше, чем из стали 12Х13, что должно сказываться на теплонапряженности в пятне контакта трущихся поверхностей. Хорошие результаты по всем исследованным параметрам также показало покрытие 12Х13+08Г2С, выполненное из проволок диаметром 1,6 и 1,2…1,4 мм. Оно имеет ферритно-перлитную и мартенситную структуры с небольшим количеством карбидов, довольно плотное (пористость 6…7 %), состоит из равномерно распределенных по объему слоя структурных составляющих. Покрытие хорошо обрабатывается резанием даже при скорости до 6 м/с (600 об/мин). Содержание хрома в таких покрытиях несколько уменьшается и составляет примерно 8 %, тем не менее они отличаются удовлетворительной коррозионной стойкостью и сравнительно высокой износостойкостью [39].

Для повышения износостойкости поршней на их поверхность электродуговым способом напыляют псевдосплавное покрытие сталь–Al. С целью улучшения качества покрытия перед нанесением псевдосплавного слоя на него напыляют подслой алюминия, который легко деформируется под влиянием усадочных напряжений, возникающих в нанесенном на него сталеалюминиевом псевдосплаве, предотвращая образование трещин и способствуя улучшению сцепления покрытия с основой [40].

В работе [41] описано электродуговое покрытие для поршневых компрессионных колец судовых среднеоборотных двигателей, представляющее собой псевдосплав сталь–бронза (60С2–Бр.КМц) с высокими триботехническими и адгезионными характеристиками. На основе результатов сравнительных триботехнических испытаний установлено, что при работе псевдосплавного покрытия 60С2 + Бр.КМц-3-1 в паре с материалом цилиндровой втулки (СЧ 25) до 20 % уменьшаются затраты мощности на преодоление сил трения; отмечен рост износостойкости материала поршневых колец (более чем в 5 раз) и втулки цилиндра (в 3 раза), что обеспечивает межремонтный период без переборки двигателя; зафиксировано существенное (на 50 % по нагрузке задира) повышение стойкости трибосопряжения против задира.

В работе [42] на поршневые кольца цилиндрового тепловоза, изготовленные из высокопрочного чугуна, напылено псевдосплавное покрытие сталь–Mo, которое наносили способом двухпроволочной металлизации с независимой подачей проволок молибдена и стали. Кольца с покрытиями сняты и исследованы после 4000 ч работы. Изучение степени износа после эксплуатации показало, что в случае покрытия колец электролитическим хромом обнаружен больший износ, чем при псевдосплавном покрытии. Исследования поверхности износа показали, что в основном реализуется абразивный износ. Для молибденовой составляющей слоя во всех кольцах после эксплуатации отмечено повышение твердости по сравнению с исходным состоянием. Для стальных частиц зафиксированы повышение твердости по сравнению с исходным состоянием, в диапазоне *HV* 5000…6000 МПа, а также исчезновение частиц с твердостью *HV* 3000…4000 МПа. Предложенная технология ГТН покрытия способствует повышению срока службы поршневых колец и других деталей, работающих в условиях износа, и может использоваться для увеличения надежности и долговечности изделий, существенно изнашивающихся в процессе эксплуатации.

Выводы

1. Наиболее распространенным способом получения псевдосплавных покрытий является электродуговое напыление, поскольку отличается высокой производительностью и технологичностью. Толщина наносимого слоя может колебаться от 50…100 мкм до 3…6 мм и более. Состав покрытия регулируется изменением диаметров проволок и их скоростей подачи.

2. Приведенные данные практического применения псевдосплавных покрытий указывают на эффективное использование металлизационных псевдосплавных покрытий в качестве антифрикционных, износо- и коррозионностойких материалов.

3. Антифрикционные псевдосплавные покрытия применяют при изготовлении подшипников скольжения взамен бронз и баббитов для повышения работоспособности изделий в условиях абразивного износа как при первичном упрочнении, так и восстановлении деталей. Псевдосплавные покрытия Zn–Al используют для защиты от коррозии трубопроводов, цистерн, емкостей, металлоконструкций животноводческих комплексов кормоприготовительных цехов, агрохимического оборудования.

1. *Газотермическое* напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик, Ю. С. Борисов, А. С. Мнухин, М. Д. Никитин. — Л.: Машиностроение, 1985. — 199 с.

2. *Энциклопедия* неорганических материалов. — Киев: Укр. сов. энцикл., 1977. — Т. 2. — 813 с.
3. *Композиционные* материалы в технике / Д. М. Карпинос, Л. И. Тучинский, А. Б. Сапожникова и др. — Киев: Техніка, 1985. — 152 с.
4. *Андреева А. В.* Основы физикохимии и технологии композитов: Учеб. пособие для вузов. — М.: ИПРЖР, 2001. — 192 с.
5. *Shahparast F., Davies B. L.* A study of the potential of sintered iron–lead–tin alloys as bearing materials // Wear. — 1978. — № 1. — P. 145–153.
6. *Спеченные* материалы для электротехники и электроники / Под ред. Г. Г. Гнесина. — М.: Металлургия, 1981. — 344 с.
7. *Раковский В. С.* Спеченные материалы в технике. — М.: Металлургия, 1978. — 232 с.
8. *Скороход В. В., Солонин С. М., Чернышов Л. И.* Высокопористые вольфрам-медные материалы, полученные жидкофазным спеканием. Сообщ. 1 // Порош. металлургия. — 1978. — № 2. — С. 17–21.
9. *Скороход В. В., Солонин С. М., Чернышов Л. И.* Высокопористые вольфрам-медные материалы, полученные жидкофазным спеканием. Сообщ. 2 // Там же. — 1978. — № 10. — С. 89–92.
10. *Тихий Г. А., Качалин Н. И., Белова В. П.* Исследование псевдосплава Mo–Cu, полученного из механоактивированной шихты // Металловед. и терм. обработка металлов. — 2007. — № 9. — С. 25–29.
11. *Пименова Н. В*. Получение и исследование свойств композиционных материалов на основе меди: Автореф. дис. … канд. техн. наук. — Пермь, 2009. — 16 с.
12. *Карпинос Д. М.* Композиционные материалы. Справочник. — Киев: Наук. думка, 1985. — 592 с.
13. *Дульнев Г. Н., Заричняк Ю. П.* Теплопроводность смесей и композиционных материалов. — М.: Энергия, 1974. — 264 с.
14. *Миснар А.* Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов и их композиций. — М.: Мир, 1968. — 464 с.
15. *Galinov I. V.* Investigation of the composition of Ag, Ni and Ag–Ni pseudoalloy coatings applied by electrospark alloying on a Cu substrate // Surface and Coatings Technology. — 1993. — **56**, № 2. — P. 131–135.
16. *Технологии* нанесения покрытий // www.inacotec.com/technology/
17. *Заляева Г. О.* Диагностика, ремонт, монтаж, сервисное обслуживание оборудования: Учеб.-метод. пособие. — Петропавловск-Камчатский: КамчатГТУ, 2007. — 106 с.
18. *Универсальный* плазмотрон УШР-2 для напыления покрытий//www.plasmacentre.ru/index.php
19. *Шашков А. Н.* Антифрикционные псевдосплавы. — М.: Машгиз, 1960. — Вып. 21. — 53 с.
20. http:www.ai08.org/index.php/list/Технический+словарь+Том+I/3,Э.xhtml
21. *Тылкин М. А.* Справочник термиста ремонтной службы. — М.: Металлургия, 1981. — 659 с.
22. http:www.ai08.org/index.php/index/Технический+словарь+Том+I.xhtml
23. *Металлизация* распылением / Н. В. Катц, Е. В. Антошин, Д. Г. Вадивасов и др. — М.: Машиностроение, 1966. — 200 с.
24. *Газотермические* покрытия из порошковых материалов: Справочник / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская. — Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.
25. *Хасуи А., Моригаки О.* Наплавка и напыление / Пер. с яп. В. Н. Попова. — М.: Машиностроение, 1985. — 240 с.
26. *Venugopal T., Prasad Rao K., Murty B. S.* Mechanical and electrical properties of Cu–Ta nanocomposites prepared by high-energy ball milling // Acta Matrialia. — 2007. — **55**, № 13. — P. 4439–4445.
27. *Wille C. G., Tala'at Al-Kassab, Kirchheim R.* Time evolution of morphology in mechanically alloyed Fe–Cu // Ultramicroscopy. — 2011. — **111**, № 6. — P. 730–737.
28. *Mechanochemical* synthesis of Mo–Cu nanocomposite powders / Aokui Sun, Dezhi Wang, Zhuangzhi Wu, Qijun Cheng // J. of Alloys and Compounds. — 2011. — **509**, № 5. — P. 74–77.
29. *Катц Н. В.* Восстановление деталей текстильных машин металлизацией. — М.: Легкая индустрия, 1968. — 191 с.
30. *Сложные* металлизационные псевдосплавы как подшипниковые материалы / Л. В. Красниченко, А. И. Смолянинов, Е. Г. Подкович, В. М. Таратин // Применение новых материалов в сельскохозяйственном машиностроении: Сб. ст. — Ростов-на-Дону, 1966. — С. 3–20.
31. *Красниченко Л. В.* Современная технология металлизации распылением. — М.: Трудрезервиздат, 1958. — 94 с.
32. *Size* distribution of particles from individual wires and the effects of nozzle geometry in twin wire arc spraying / H. L. Liao, Y. L. Zhu, R. Bolot et al. // Surface and Coatings Technology. — 2005. — **200**, № 7. — P. 2123–2130.
33. *Применение* новых материалов в сельскохозяйственном машиностроении: Межвуз. сб. науч. тр. / Под ред. В. В. Рубанова. — Ростов-на-Дону: РИСХМ, 1991. — 107 с.
34. *Особенности* формирования и структура электрометаллизационных покрытий системы сталь–алюминий / А. Л. Борисова, Б. Г. Губенко, В. А. Костин и др. // Автомат. сварка. — 1990. — № 8. — С. 41–44.
35. *Пат. 2063470 РФ, МПК С 23 С4/18, С 23 С4/04.* Способ получения газотермических покрытий / А. Е. Титлянов, А. Г. Радюк, С. И. Педос. — Опубл. 10.07.1996; Бюл. № 7.
36. *Пат. 19967 Украина, МПК С 23 С 4/00.* Спосіб одержання композиційних електродугових покриттів. — Опубл. 15.01.2007; Бюл. № 1.
37. *Маркович С. І.* Підвищення зносостійкості деталей машин електродуговим напиленням композиційних покриттів з застосуванням різнорідних дротів: Автореф. дис. …. канд. техн. наук. — К., 2007. — 17 с.
38. *Thermally* sprayed composite coatings for enhanced corrosion protection of steel structures / T. Lester, D. J. Kingerley, S. J. Harris, S. P. Mathews // Proc. of the 15th ITSC (Nice, France, 25–29 May). — Nice, 1998. — Vol. 1. — P. 49–55.
39. *Исакаев Э. Х., Гусев В. М., Мордынский В. Б.* Повышение ресурса деталей с газотермическими покрытиями нефтепромыслового оборудования // Технология машиностроения. — 2008. — № 12. — С. 18–22.
40. *Пат. 291994 СССР, МПК С 23 С 7/00.* Способ повышения износостойкости поршней / А. И. Пономарев, З. А. Макаева, Н. В. Комлюков и др. — Опубл. 06.01.71; Бюл. № 4.
41. *Ефремов С. Ю.* Повышение ресурса поршневых компрессионных колец при изготовлении сменно-запасных частей в судоремонте: Автореф. дис. … канд. техн. наук. — Новгород, 2005. — 19 с.
42. *Неразрушающий* метод контроля поршневых колец после обкатки и эксплуатации / А. И. Пятак, А. П. Любченко, Д. Б. Глушкова, В. П. Тарабанова // Мир техники и технологий. — 2010. — № 1. — С. — 126–128.

The paper presents the experience of development and application of thermal pseudoalloy coatings, and describes the principle of their formation. Characteristics of the most widely applied pseudoalloy coatings and the effectiveness of their practical application in different fields of engineering are given.

Поступила в редакцию 05.09.2011

УДК 621.791.01:536.2

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ВЕЩЕСТВ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ В ПРОЦЕССЕ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТОДОМ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ Al–Cu–Fe ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

А. Н. БУРЛАЧЕНКО, инж., **Ю. С. БОРИСОВ**, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучено влияние количества и способа введения поверхностно-активных веществ на фазообразование в процессе механохимического синтеза композиционного порошка системы $Al_{70}Cu_{20}Fe_{10}$. Установлено, что их применение позволяет избежать налипания компонентов шихты на стенку барабана и интенсифицирует процесс синтеза новых фаз.

Ключевые слова: газотермические покрытия, порошки, механохимический синтез, поверхностно-активные вещества, налипание, фазовый состав, квазикристаллическая фаза

Одним из актуальных направлений в газотермическом напылении (ГТН) является разработка технологии нанесения покрытий с особыми типами структур (нанокристаллической, нанокомпозитной, квазикристаллической) [1–4]. Одним из этапов развития таких технологий является применение порошков нового типа, обеспечивающих в условиях ГТН формирование покрытий с заданным типом структур. Среди методов получения таких порошков широкое применение находят методы механического легирования и механохимического синтеза (МХС), в основе которых лежат явления повторяющихся процессов холодной сварки и измельчения частиц компонентов получаемого материала в процессе обработки их в высокоэнергетических шаровых мельницах — аттритор, планетарная мельница. Примерами применения механического легирования является получение порошков, например, системы FeCr–TiCN для формирования нанокомпозиционных покрытий [5], а МХС — получение порошков, например, системы Al–Cu–Fe с целью формирования покрытий с квазикристаллической структурой [5–7]. Однако в случае обработки в процессе МХС смеси порошков системы Al–Cu–Fe, содержащих пластичные металлы (алюминий, медь, железо), наблюдается явление налипания частиц шихты на стенку барабана и размольные тела планетарной мельницы. В результате часть порошка исключается из процесса МХС, снижая как производительность процесса, так и его эффективность. Для устранения явления налипания и интенсификации процесса фазообразования используют добавки в смесь порошков поверхностно-активных веществ (ПАВ). При этом количество ПАВ и способ их введения в шихту должны не только предотвращать налипание шихты на стенку барабана и размольные тела, но и обеспечивать равновесие многократного процесса сваривания и дробления образующегося композиционного конгломерата, в результате чего и происходит образование новых фаз.

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния ПАВ на фазовый состав и структуру частиц в процессе МХС порошковой смеси системы Al–Cu–Fe, близкой по химическому составу к области существования квазикристаллической ψ-фазы.

Методика проведения эксперимента. Для исследования влияния ПАВ на фазообразование при МХС порошков системы Al–Cu–Fe, по составу соответствующих сплаву $Al_{70}Cu_{20}Fe_{10}$ (при введении дополнительного железа в результате намола приближается к $Al_{63}Cu_{25}Fe_{12}$ с квазикристаллической структурой) использовали исходные порошки алюминия ПА-4 (40…60 мкм), меди ПМС-1 (20…40 мкм) и железа ПЖР (100…160 мкм). Процесс МХС осуществляли в планетарной мельнице «Активатор 2-SL» при скорости вращения барабана $v_{бар}$ = 1500 об/мин, соотношении массы шаров к массе шихты 10:1 в течение 5 ч. В качестве ПАВ использовали олеиновую кислоту и этиловый спирт (табл. 1) в количестве от 1 до 5 мас. % с различными способами ввода ПАВ (табл. 2).

Процесс МХС периодически останавливали (через каждый час обработки), извлекали обрабатываемую шихту, а в случае ее налипания на стен-

Таблица 1. Характеристики ПАВ

ПАВ	$T_{пл}$, °С	$T_{кип}$, °С	σ, мН/м	γ, г/см^3
Олеиновая кислота $CH_3(CH_2)_7CH=CH(CH_2)_7COOH$	13,4	228	32,8	0,895
Этиловый спирт C_2H_5OH	–114,65	78,3	22,8	0,789

© А. Н. Бурлаченко, Ю. С. Борисов, 2012

Таблица 2. Режимы ввода ПАВ в процессе МХС (продолжительность 5 ч)

№ п.п	ПАВ	Способ введения ПАВ	Количество ПАВ, мас. %	Фазовый состав продуктов
1	—	—	—	АФ, β, θ, ω, ψ
2	Олеиновая кислота	Один раз	1	»
3		»	5	23 % АФ + 77 % (44 % ψ-фазы + 56 % β-фазы)
4		Периодически по 1 мас. % через каждый час обработки	5	27 % АФ + 73 % (68 % ψ-фазы + 32 % β-фазы)
5	Этиловый спирт	Один раз	1	АФ, β, θ, ψ, ω
6		»	5	18 % АФ + 82 % (41 % ψ-фазы + 59 % β-фазы)
7		Периодически по 1 мас. % через каждый час обработки	5	22 % АФ + 78 % (60 % ψ-фазы + 40 % β-фазы)

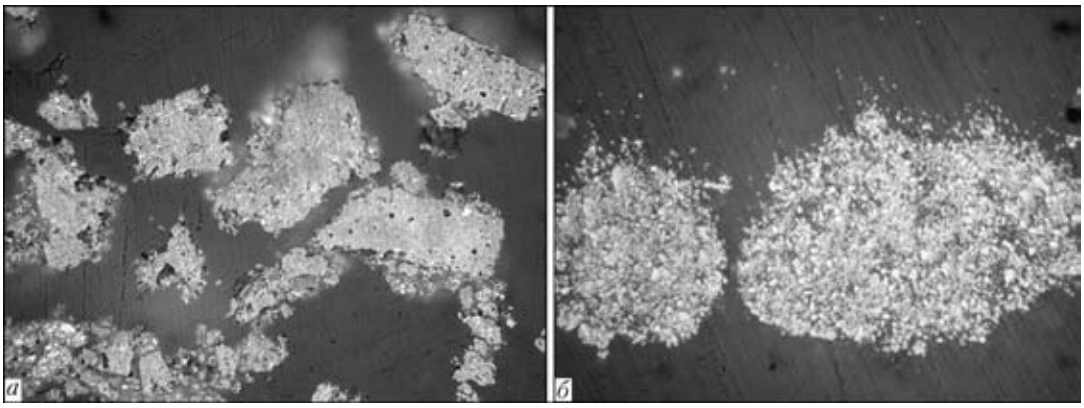


Рис. 1. Микроструктуры (×1000) частиц порошков системы Al–Cu–Fe, полученных в процессе МХС: *а* — без ПАВ; *б* — с ПАВ (олеиновая кислота; периодический ввод по 1 мас. % через каждый час обработки)

ку барабана отбивали, дробили в керамической ступке, засыпали в барабан и процесс МХС продолжали. Измерения температуры внутри барабана проводили с помощью мультиметра UT-70B. Для исследования синтезированных порошков использовали металлографию (оптический микроскоп «Neophot-32» с приставкой для цифрового фотографирования) и рентгеноструктурный фазовый анализ (дифрактометр «ДРОН-УМ1» с монохроматическим CuK_α-излучением).

Результаты эксперимента. Измерение температуры внутри барабана непосредственно после МХС показало, что при всех режимах ввода ПАВ она практически не изменялась и составляла 70…75 °С.

В процессе обработки исходных порошков без использования ПАВ наблюдается постоянное налипание на стенку барабана слоя толщиной до 5…10 мм. При этом в конечном продукте формируется многофазная система (табл. 2, № 1; рис. 1, *а*; рис. 2, *а*).

Через 1 ч работы при добавлении ПАВ одноразово в количестве 1 мас. % налипание не наблюдается, частицы имеют округлую форму со средним размером около 1 мм. Дальнейшее продолжение процесса приводит к налипанию и, как следствие, получению конечного продукта такого же, как и без использования ПАВ (табл. 2, № 2, 5; рис. 2, *б*).

Периодическое введение ПАВ через каждый час МХС по 1 мас. % в суммарном количестве 5 мас. % (табл. 2, № 4, 7) приводит к отсутствию налипания на протяжении всего процесса синтеза, порошки имеют близкую к округлой форму с мелкодисперсной структурой (рис. 1, *б*) и фазовым составом, состоящим из аморфной (АФ), квазикристаллической ψ- и кристаллической β-фаз (табл. 2, № 4, 7; рис. 2, *г*, *е*).

Добавка одноразово 5 мас. % ПАВ (табл. 2, № 3, 6) приводит к отсутствию налипания в первые 3 ч механообработки, при этом порошок имеет рыхлый вид и в некоторых местах при выгрузке шихты из барабана происходят небольшие локальные разогревы продуктов МХС до 200…250 °С. Продолжение МХС приводит к налипанию незначительного слоя около 2…3 мм на стенку барабана через 1 ч, а через 2 ч к налипанию на стенку барабана слоя толщиной до 5…10 мм. Конечный продукт синтеза, как и при периодическом вводе ПАВ, состоит из АФ, квазикристаллической ψ- и кристаллической β-фаз (табл. 2, № 3, 6; рис. 2, *в*, *д*).

Таким образом, установлено, что применение ПАВ при получении методом МХС порошков системы Al–Cu–Fe для ГТН способствует интенсификации процесса синтеза новых фаз и формированию сферических частиц размером 20…40 мкм. Оптимальным режимом введения ПАВ, предотвращающим налипание обрабатываемого ма-

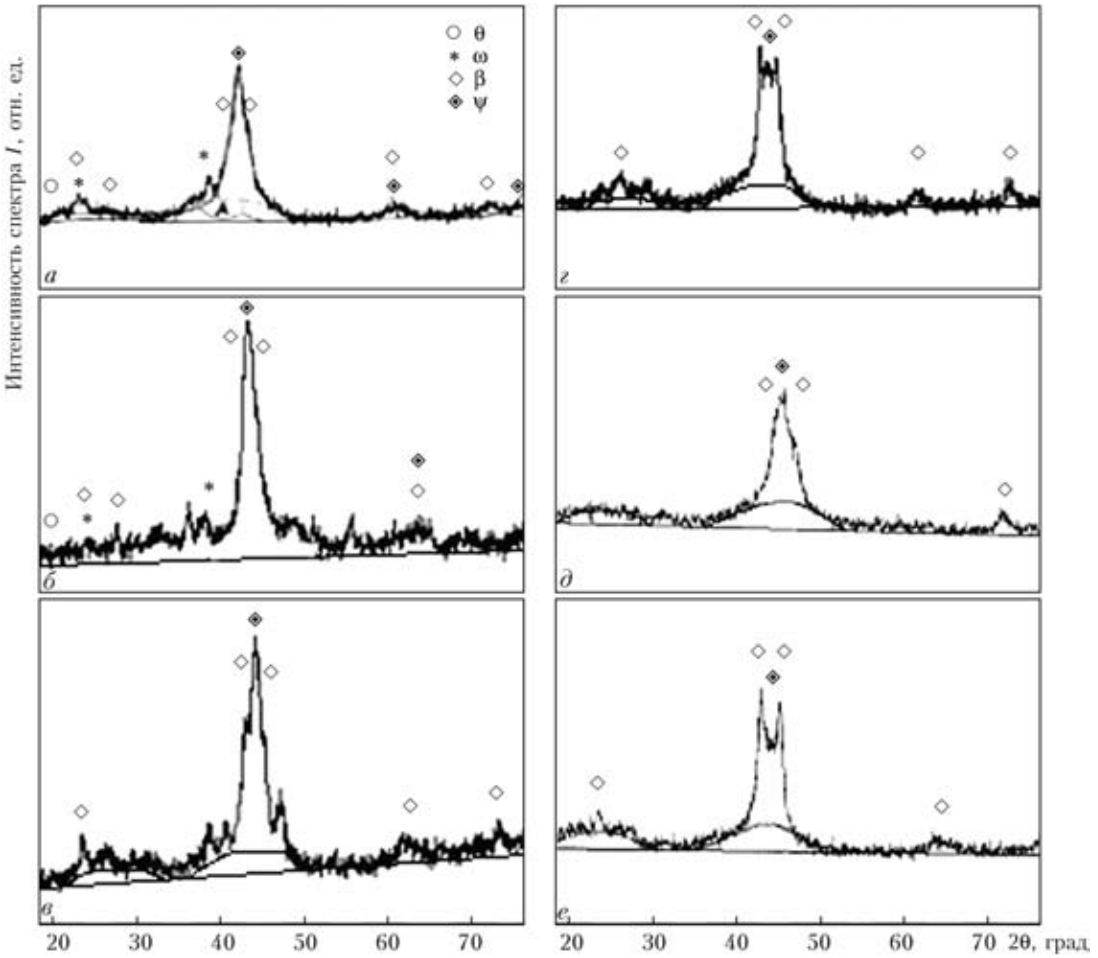


Рис. 2. Рентгенограммы порошков системы Al–Cu–Fe, полученных МХС при $v_{бар}$ = 1500 об/мин в течение 5 ч без ПАВ (*а*), при различных способах ввода ПАВ: одноразово 1 (*б*), 5 мас. % (*в*, *д*), периодически по 1 мас. % через каждый час МХС (*г*, *е*) с олеиновой кислотой (*б*, *д*, *е*) и этиловым спиртом (*в*, *г*)

териала в течение всего времени проведения МХС (5 ч) при обработке смеси системы Al–Cu–Fe, является постоянное периодическое (через каждый час) введение ПАВ в количестве 1 мас. %. В этом случае было достигнуто максимальное содержание в продукте МХС квазикристаллической ψ-фазы — 68 мас. %. Существенной разницы между влиянием олеиновой кислоты и этилового спирта на процесс синтеза новых фаз при МХС в смеси системы Al–Cu–Fe не обнаружено.

1. *Tjong S. C., Chen H.* Nanocrystalline materials and coatings // Materials Sci. and Eng. — 2004. — № 1/2. — P. 1–88.
2. *Рагуля А. В., Скороход В. В.* Консолидированные наноструктурные материалы. — Киев: Наук. думка, 2007. — 376 с.
3. *Moya J. S., Lopez-Esteban S., Pecharroman C.* The challenge of ceramicmetal microcomposites and nanocomposites // Progress in Material Sci. — 2007. — **52**. — P. 1017–1090.
4. *Газотермічні* покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості і застосування (Огляд) // Фіз. і хімія твердого тіла. — 2005. — **6**, № 1. — С. 124–136.
5. *Получение* порошков для газотермических покрытий методами механического легирования и механохимического синтеза / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, Л. И. Адеева и др. // Свароч. пр-во. — 2010. — № 12. — С. 18–22.
6. *Влияние* параметров механохимического синтеза на структуру, фазовый состав и свойства порошков системы Al–Cu–Fe для газотермического напыления, содержащих квазикристаллическую фазу / А. Л. Борисова, Ю. С. Борисов, Л. И. Адеева и др. // Автомат. сварка. — 2008. — № 9. — С. 19–27.
7. *Исследование* порошков системы Al–Cu–Fe–Ti–Cr–Si для газотермического напыления, полученных механохимическим синтезом с последующим синтезом / А. Л. Борисова, Л. И. Адеева, А. Ю. Туник и др. // Порош. металлургия. — 2009. — № 9/10. — С. 31–40.

Influence of the quantity and methods of adding surfactants on phase formation during mechano-chemical synthesis of composite powder of Al70Cu20Fe10 system was studied. It is established that surfactant application allows avoiding sticking of charge components on the drum wall and intensifies the process of new phase synthesis.

Поступила в редакцию 15.07.2011

ДИССЕРТАЦИЯ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины. **Б. В. Кныш** (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 23 ноября 2011 г. докторскую диссертацию на тему «Повышение циклической долговечности сварных соединений на стадиях накопления повреждений и развития усталостных трещин».

Диссертация посвящена научному обоснованию применения высокочастотной механической проковки (ВМП) для повышения циклической долговечности сварных соединений эксплуатируемых металлоконструкций на стадии накопления усталостных повреждений и исследованию различных конструктивно-технологических способов торможения развивающихся усталостных трещин, включая ремонт сваркой.

Автором разработана и защищена патентами Украины и США ультразвуковая установка USP-300 мощностью 300 Вт с пьезокерамическим преобразователем для упрочняющей обработки сварных соединений. Показано, что ВМП зоны сплавления установкой USP-300 уменьшает коэффициент концентрации напряжений на 15 %, а на поверхности металла в зоне обработки вместо остаточных сварочных напряжений растяжения около 0,9 предела текучести материала наводятся остаточные напряжения сжатия до $-0{,}9\sigma_T$. При этом в тонком поверхностном слое (до 30 мкм) образуется субмикрокристаллическая структура, состоящая из дисперсных субзерен с высокими углами разориентировки, вытянутыми в направлении движения обрабатывающего инструмента.

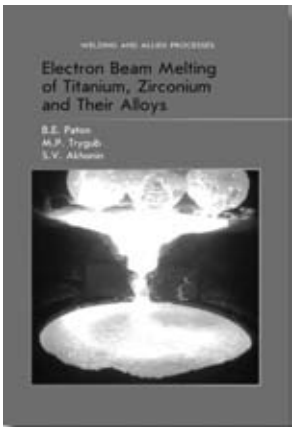
На основе кривых усталости, установленных при испытании образцов сварных соединений с низкими остаточными напряжениями, разработана методика построения расчетных кривых усталости для сварного элемента эксплуатируемой металлоконструкции, учитывающая характеристики цикла переменного нагружения, коэффициент концентрации напряжений соединения, установившийся уровень остаточных сварочных напряжений и механические свойства металла. Создано программное обеспечение для персонального компьютера, в котором реализована предложенная последовательность определения расчетных кривых усталости для сварных соединений эксплуатируемых металлоконструкций. Впервые установлено, что в условиях регулярного нагружения эффективность упрочнения технологией ВМП сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями зависит от уровня и длительности воздействия приложенного нагружения. Показано, что остаточная долговечность высоконагруженных тавровых сварных соединений низколегированных сталей после упрочнения ВМП при 70 % накопленной поврежденности не уступает долговечности соединений, упрочненных в состоянии после сварки. Уменьшение длительности наработки таких соединений с 70 до 10% их долговечности повышает эффективность упрочнения соединений до 3,5 раз в сравнении с упрочнением в исходном состоянии.

Установлено, что закономерности развития усталостных трещин в неоднородных полях ОСН растяжения и сжатия, скорости которых отвечают среднеамплитудному участку ДУР, описываются степенным уравнением Пэриса с неинвариантными относительно характеристик цикла нагружения параметрами. Предложены и экспериментально обоснованы трехпараметрические соотношения для скорости роста поверхностных и сквозных усталостных трещин в конструкционных сталях, которые наряду с размахом КИН в явном виде содержат коэффициент асимметрии цикла напряжений. Предложен метод расчетной оценки циклической долговечности элементов стальных конструкций, поврежденных усталостной трещиной, при ее развитии в неоднородном поле остаточных напряжений растяжения.

Установлены наиболее эффективные конструктивные и технологические способы торможения трещин: сверление отверстий около вершин трещин с установкой в них высокопрочных болтов с натяжением 20 тс; локальный нагрев до температуры 300…350 °С на расстоянии 30 мм от вершины трещины; локальная взрывная обработка цилиндрическими зарядами диаметром 5,5 мм, расположенными в отверстиях диаметром 6 мм на расстоянии 1 мм позади фронта трещины. Эти способы увеличивают циклическую долговечность элементов конструкций в 10…20 раз. На основе подходов механики разрушения разработан метод расчетной оценки циклической долговечности элементов конструкций, содержащих развивающиеся усталостные трещины при их торможении искусственно наведенным полем остаточных напряжений сжатия.

НОВЫЕ КНИГИ

B. E. PATON, M. P. TRYGUB, S. V. AKHONIN. Electron Beam Melting of Titanium, Zirconium and Their Alloys». — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2011. — 216 с. — Англ. (Серия книг и монографий по сварке, резке, наплавке, пайке, нанесению покрытий и другим процессам обработки металлов).



В монографии рассмотрены особенности металлургического производства слитков титана и циркония методом электронно-лучевой плавки. Подробно изучены механизмы и закономерности поведения примесей, неметаллических включений и легирующих элементов в процессе электронно-лучевой плавки этих металлов. С учетом выявленных зависимостей предложены оптимальные технологические параметры выплавки высокореакционных металлов, которые обеспечивают высокие качественные и технико-экономические показатели данного металлургического передела. Приведены качественные характеристики получаемых слитков, включая их химический состав, микро- и макроструктуру, а также некоторые механические характеристики металла в литом и деформированном состояниях. Дано описание технологических схем плавки и оплавления поверхности слитков, а также представлены особенности конструкции электронно-лучевых установок.

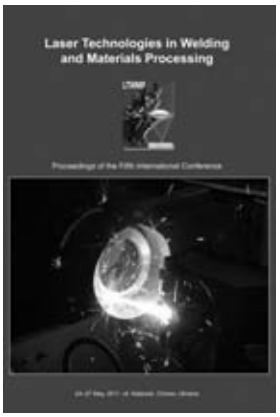
Предназначена для научных и инженерно-технических работников, а также студентов металлургических факультетов вузов.

Г. А. ЦЫБУЛЬКИН. Дуговые сенсорные системы для сварочных роботов. — Киев: ООО Сталь, 2011. — 145 с.

В монографии изложены основы теории и принципы построения дуговых сенсорных систем, предназначенных для адаптации сварочных роботов к изменяющимся условиям дуговой сварки и особенностям свариваемых изделий. Рассмотрены методы оценки пространственного положения сварочной горелки относительно линии сопряжения свариваемых элементов с помощью дуговых сенсоров. Построены адаптивные алгоритмы коррекции движения сварочного робота по результатам полученных оценок.

Для инженерно-технических и научных работников, занимающихся задачами автоматизации и роботизации сварочных процессов.

ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2011. — 150 с. (рус., укр., англ. яз.).



В сборнике представлены доклады Пятой международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», в которых отражены последние достижения в области лазерной сварки, резки, наплавки и других передовых технологий лазерной обработки материалов. Рассмотрены перспективы применения лазерных технологий в различных областях промышленности.

Сборник содержит 30 докладов ученых и специалистов из Украины, России, Германии, Индии и Китая.

По вопросам приобретения книг просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11.
Тел./факс: (38044) 200 5484, 200 8277

УДК 621.791:061.2/.4

СЕМИНАР ПРОФЕССОРА ЖАН-МАРКА ОЛИВ

В середине октября 2011 г. под руководством академика НАН Украины К. А. Ющенко при организации отдела № 10 в ИЭС им. Е. О. Патона прошел открытый семинар ученого с мировым именем, доктора наук, профессора Университета Бордо Жан-Марка Олив. На протяжении многих лет он является ведущим специалистом в области деградации конструкционных материалов в агрессивных средах в одном из подразделений CNRS (French National center for Scientific Research) — в Институте инженерии и научных систем (Institute for Engineering and Systems Sciences — INSIS). Тема семинара — проблемы стресс-коррозии и водородной хрупкости сварных соединений из легированных сталей и алюминиевых сплавов.

Во вступительном слове профессор Ж.-М. Олив рассказал о структуре самого крупного научного центра Франции — CNRS, в состав которого входят десять научно-исследовательских институтов общей численностью более 34 тыс. сотрудников, в том числе, около 11,5 тыс. научных исследователей. Докладчик отметил, что особое внимание уделяется подготовке молодых кадров. Так, в его подразделении на 122 преподавателей и исследователей приходится 95 аспирантов.

В ходе первой части семинара профессор Ж.-М. Олив выступил с двумя научными докладами перед широкой аудиторией сотрудников из разных отделов института. Первый доклад раскрывал основные аспекты передовых исследований системы водород–металл. Эта тематика набирает все большую актуальность в связи с интенсивным развитием в мире водородной энергетики и альтернативных источников энергии. Докладчик представил обширный материал о национальных французских, европейских и мировых программах в этой области: National Action Plan on Hydrogen and Fuel Cells (PAN-H), PROD-HYGE, Horizon Hydrogene Energie (H2E), Biological and Biomimicking Ways of Synthesis and Use of Hydrogen (BioH2), Fuel Cell French Research Network of CNRS (PACTE), Hydrogen Storage Systems for Automotive Application Integrated Project (StorHy), Early user centers and early H2 corridors (HyWays), Preparing for the Hydrogen Economy by Using the Existing Natural Gas System as a Catalyst (NATURALHY), Hydrogen challenge (HYCHAIN), Fuel cells and hydrogen for sustainability (New Energy World) и др. Профессор Ж.-М. Олив также изложил результаты научных исследований, выполненных под его руководством как во Франции, так и в международном исследовательском центре HYDROGENIUS в Университете Кюшю (г. Фукуока, Япония). Наряду с уникальными экспериментами проведены

обширные работы с применением математического моделирования процессов диффузии и взаимодействия водорода с конструкционными металлами и сплавами.

Особое внимание докладчик уделил вопросам перспективы исследований системы металл–водород с использованием передовых методик: гигацикловой усталости в среде водорода, наводораживания при сверхвысоких давлениях, 3D микротомографии трещины с помощью синхротрона, применению модельных материалов с нанозернистой структурой или монокристаллов, анализа профилей элементов по глубине и др.

Второй доклад был посвящен исследованиям межкристаллитного стресс-коррозионного растрескивания сварных соединений алюминиевого сплава 2050, выполненных сваркой трением с перемешиванием (IGSCC of Friction Stir Welding nugget on 2050 Aluminum alloy). Эта работа выполнена под эгидой Европейского аэрокосмического и оборонного концерна (European Aeronautic Defence and Space Company).

У слушателей вызвали интерес и оживленную дискуссию не только сами результаты, но и широкий спектр используемых методов исследований. Наряду с классической металлографией, усиленной сканирующей и туннельной электронной микроскопией, микроструктуру соединения исследовали на синхротроне методом малоуглового рентгеновского рассеяния (small-angle X-ray scattering); значения микротвердости установлены во всем поперечном сечении сварного соединения (45×15 мм) в виде карты распределения с шагом 330 мкм. Разработанная под руководством докладчика математическая модель межкристаллитного стресс-коррозионного растрескивания анализируется на прямых экспериментальных данных мониторинга коррозии на атомном силовом микроскопе (AFM) в реальных условиях (in situ) с привлечением рентгеновской

томографии высокого разрешения и дифракции обратнорассеянных электронов.

Отдельно профессор из Франции остановился на доступных видах сотрудничества, подчеркнув острую заинтересованность европейских научных организаций в привлечении профессиональных кадров из Украины. На ранних этапах сотрудничества возможны краткосрочные приглашения и обмены специалистами различного ранга, подготовка аспирантов под обоюдным руководством, публикация совместных статей, что в перспективе позволит выйти на уровень полноправных партнеров в европейских и международных программах. Его оптимизм в данном вопросе подкреплен наличием соглашения о сотрудничестве между CNRS и НАН Украины.

Вторая часть семинара прошла в виде круглого стола под руководством академиков НАН Украины И. К. Походни и К. А. Ющенко, где были обсуждены вопросы и научно-технические методы их решения, касающиеся получения надежных и долговечных сварных соединений из высокопрочных низко- и высоколегированных сталей, физико-математические модели процессов, которые снижают прочностные характеристики, методы контроля механических свойств металла в процессе эксплуатации. Сотрудники института, преимущественно молодые специалисты отделов 10, 19 и 73, представили свои наработки по затронутым научным вопросам. В ходе обсуждения изложенных материалов профессор Ж.-М. Олив отметил высокий профессиональный уровень и их научную ценность.

В результате было принято решение о дальнейшем сотрудничестве с целью установления более тесных научных контактов и получения научных грантов в рамках французских (CNRS) и европейских (FP7) программ научно-технологического развития Европейского Союза.

С. М. Степанюк, канд. техн. наук

УДК 621.791:061.2/.4

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ В МОСКВЕ

25–28 октября 2011 г. в Москве Институте металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН проходила IV Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов DFMN 2011». В организации и проведении конференции приняли участие международная корпорация «INSTRON», Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности и журнал «Деформация и разрушение материалов».

В конференции активно участвовали представители практически всех ведущих научных, учебных и промышленных организаций со всех концов России, а также ученые из Украины, Беларуси, Великобритании, США, Германии, Франции, Японии, Китая, Австралии, Польши, Сербии, Болгарии, Бразилии, Мексики, Казахстана, Азербайджана, Молдовы, Монголии, Киргизии. Всего из-за рубежа было 227 участников.

На конференции было представлено 516 докладов, в том числе 226 устных, а в качестве участников было зарегистрировано 967 ученых. Работали 15 секций, включая секцию пленарных докладов. Материалы конференции опубликованы в виде сборника трудов объемом более 990 страниц. Доклады, представленные участниками конференции, обсуждались во время заседаний следующих секций:

Секция 1: Общие закономерности процессов деформации и разрушения материалов на нано-, микро- и макроуровнях. Стадийность процессов деформации и разрушения в разных условиях нагружения.

Секция 2. Физические процессы с участием пластической деформации и разрушения.

Секция 3. Получение материалов с нано- и субмикрокристаллической структурой методами интенсивной пластической деформации.

Секция 4. Разработка и оптимизация технологий обработки и производства материалов и наноматериалов, основанных на процессах пластической деформации и разрушения.

Секция 5. Новые стали и сплавы, обладающие перспективной структурой и высоким комплексом механических характеристик.

Секция 6. Технология получения и механические свойства наноструктурных порошковых материалов.

Секция 7. Создание наноструктурных покрытий, поверхностных слоев и градиентных структур для перспективных материалов с улучшенными характеристиками.

Секция 8. Прочность и пластичность перспективных конструкционных, функциональных материалов и наноматериалов (композиционных материалов, высокопрочных керамик, гетероструктур, фуллеренов, пеноматериалов и сотовых структур).

Секция 9. Новые материалы (включая биомедицинские материалы, полимеры, демпфирующие, огнестойкие).

Секция 10. Деформация и разрушение строительных и природных материалов.

Секция 11. Триботехнические аспекты процессов деформации и разрушения.

Секция 12. Оценка ресурса деталей машин, механизмов, конструкций приборов, технологии, позволяющие предупредить процессы разрушения, способы борьбы с катастрофическим разрушением.

Секция 13. Современное оборудование и новые эффективные методы для исследования процессов деформации и разрушения материалов и наноматериалов.

Секция 14. Компьютерное моделирование и математические методы описания структуры и механического поведения материалов и наноматериалов.

Наибольший интерес участников конференции вызвали доклады, представленные на пленарном заседании, на котором рассмотрены перспективные подходы к изучению природы зарождения и эволюции процессов разрушения материалов. Это направление исследований получило отражение в следующих докладах:

— *Общие принципы структурообразования при мегапластической (интенсивной) деформации* (Глезер А. М., РФ, Институт металловедения и физики металлов им. Г. В. Курдюмова, ГНЦ «ЦНИИЧермет» им. И. П. Бардина, Москва);

— *Новое в теории прочности материалов* (Русанов А. И., РФ, Санкт-Петербургский государственный университет);

— *Особенности разрушения низкоуглеродистых низколегированных сталей, полученных методами значительных пластических деформаций в промышленных условиях* (Орыщенко А. С., РФ, ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей», г. Санкт-Петербург);

— *Прочность проката больших толщин с композитной структурой для уникальных сооружений* (Одесский П. Д., РФ, Центральный научно-исследовательский институт строительных конструкций им. В. А. Кучеренко, Москва);

— *Усталостное разрушение: автомодельность и масштабный фактор* (Ботвина Л. Р., РФ, ИМЕТ РАН, Москва);

— *Закономерности усталостного разрушения конструкционных металлических материалов на стадиях образования и развития трещин* (Романов А. Н., РФ, Институт машиноведения им. А. А. Благонравова, Москва).

Наибольшее количество докладов было заслушано во время работы секций № 14 (32 доклада) и 5 (28 докладов). В работе этих же секций приняли участие представители наибольшего количества научных и учебных организаций из Томска, Минска, Нижнего Новгорода, Новосибирска, Москвы, Киева, Екатеринбурга, Благовещенска, С.-Петербурга, Уфы, Саратова, Тулы, Запорожья, Челябинска. Кроме того, в этих же секциях были заслушаны доклады представителей научных школ Казахстана и Азербайджана.

Особенности поведения материалов, имеющих зоны с выраженной структурной неоднородностью, появляющейся в процессе сварки, наплавки, нанесения покрытия, пластической деформации, рассматривались в секциях: № 3, 5, 12, 13, 7.

В целом конференция прошла успешно, подтвердила актуальность и востребованность заслушанной на ней информации. В ее работе приняло участие большое количество студентов и аспирантов ведущих университетов России.

Заслуживает внимания тот факт, что во время работы конференции проходили презентации крупнейших производителей испытательного оборудования (корпорация «INSTRON»), а также специализированного оборудования для изучения свойств материалов, анализа дефектов, напряжений и деформаций (ЗАО «НИЕНШАНЦ», ЗАО «ЭКСИТОНАНАЛИТИК», фирм «Thixomet», «Wilson®Hardness»). Перечисленные фирмы выступили и в качестве спонсоров проведенного мероприятия.

Ю. Н. Сараев, д-р техн. наук

К 90-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Г. И. ЛЕСКОВА

В январе исполнилось бы 90 лет со дня рождения, доктора технических наук, профессора, известного специалиста в теории и практике электродуговой и электронно-лучевой сварки Г. И. Лескова, многие годы возглавлявшего отдел технологии электронно-лучевой сварки ИЭС им. Е. О. Патона. Григорий Илларионович родился 23 января 1922 г. в с. Чеховка Погарского района Брянской области.

Г. И. Лесков — участник Великой Отечественной войны. Прошел всю войну в инженерных войсках в составе Юго-Западного и 3-го Украинского фронтов, награжден боевыми орденами и медалями.

После окончания войны Г. И. Лесков поступил в Брянский институт транспортного машиностроения на специальность «Оборудование и технология сварочного производства». Начиная со студенческой скамьи вся жизнь Григория Илларионовича была связана с непрерывной, увлеченной исследовательской и изобретательской работой. Так, его дипломная работа «Установки для автоматической

сварки при неизменных напряжении и токе дуги» была одобрена академиком В. П. Никитиным и частично опубликована в журнале «Автогенное дело».

В 1950–1953 годах Г. И. Лесков обучался в аспирантуре. За это время им были разработаны методики и приборы для исследования сварочных процессов. В кандидатской работе на тему «Исследование особенностей электрической дуги под сварочными флюсами» приведены результаты измерения распределения потенциала в дуге и скорости плавления электродов с различными обмазками и под флюсами. Г. И. Лесковым впервые установлена зависимость скорости плавления стального катода от состава дугового газа: с повышением его эффективного потенциала ионизации увеличивается скорость плавления. Показано, что в открытых дугах переменного тока повторное возбуждение дуги в начале каждого полупериода возможно, если скорость нарастания напряжения на дуговом промежутке не ниже $4 \cdot 10^4$ В/с. Это накладывает основное условие на источники питания открытых дуг со стальными электродами. В дугах под флюсом электроды соединены перемычками жидкого флюса высокой проводимости и их повторное возбуждение происходит при испарении током этих перемычек. Высокие скорости нарастания напряжения на этих перемычках не требуются, и источники питания таких дуг могут быть более простыми и дешевыми.

Подробные исследования таких дуг с целью построения их современной теории проведены при выполнении докторской работы «Электрическая сварочная дуга и ее питание переменным током», защищенной в ИЭС им. Е. О. Патона в 1964 г. В ней разработаны приспособления для электронного осциллографирования переходных процессов между электродами различных сварочных дуг, с помощью которых измерены термоэлектронная эмиссия с катодов и остаточная плазма после выключения тока с высокими и малыми скоростями. Полученные результаты показали, что эти явления не могут быть основой для построения общей теории сварочной дуги. Они должны учитываться лишь в процессах повторных возбуждений дуг переменного тока и конструировании источников их питания.

Сочетая глубокие физические знания с навыками в прикладной электронике, Г. И. Лесков выполнил большой объем фундаментальных исследований процессов, происходящих в электрической сварочной дуге. Результаты своих исследований вместе с обзором работ других ученых он обобщил в известной монографии «Электрическая сварочная дуга», которая до сих пор популярна среди специалистов сварочного производства. Г. И. Лесковым, его учениками и последователями разработаны современные импульсные стабилизаторы сварочных дуг переменного тока, методы оценки динамических свойств сварочных трансформаторов, эффективные технологические процессы дуговой сварки.

В 1970 г. академик Б. Е. Патон пригласил Г. И. Лескова на работу в ИЭС им. Е. О. Патона на должность заведующего отделом технологии электронно-лучевой сварки. Качества вдумчивого аналитика, изобретателя, способности экспериментатора позволили Григорию Илларионовичу внести существенный вклад и в исследования процессов взаимодействия мощных электронных пучков с металлами, предложить и внедрить на практике технологию электронно-лучевой сварки толстостенных конструкций, создать новые приборы и оборудование для ее осуществления в производственных условиях. Работая над совершенствованием оборудования для электронно-лучевой сварки, он в последние годы разработал новый диффузионный насос, дающий возможность существенно сократить вспомогательное время при ней.

За успешное проведение исследований Г. И. Лесков награжден Почетной грамотой Президиума Верховного Совета УССР, знаком «Изобретатель СССР», его изобретения отмечены медалями ВДНХ СССР. За годы научной и педагогической деятельности он опубликовал более 120 работ в научных журналах страны и за рубежом, в том числе 38 изобретений.

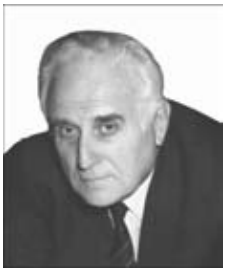
С 1971 по 1987 гг. он был членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка», научного и двух квалификационных советов (ИЭС и КПИ) по защите диссертаций, Координационного совета по сварке.

Г. И. Лесков постоянно сочетал научную работу с педагогической, читал лекции в Брянском институте транспортного машиностроения, Киевском политехническом институте, филиале МФТИ. Он активно помогал молодым исследователям. При его участии подготовлено более 1500 инженеров-сварщиков и 14 кандидатов наук, один из которых защитил докторскую диссертацию.

Творческое наследие Г. И. Лескова еще долго будет востребованным среди специалистов сварочного производства, а память о нем навсегда сохранится в сердцах его благодарных коллег и последователей.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия журнала

И. К. ПОХОДНЕ — 85



Игорь Константинович Походня — известный украинский ученый в области металлургии и технологии металлов, материаловедения, электросварки, видный общественный деятель, крупный организатор науки, академик Национальной академии наук Украины, лауреат Государственных премий СССР и Государственной премии Украины в области науки и техники, Премии Совета Министров СССР, Премии им. Е. О. Патона и Премии им. Н. Н. Доброхотова НАН Украины, профессор, доктор технических наук, заслуженный деятель науки и техники Украины.

И. К. Походня родился 24 января 1927 г. в Москве. В 1930–1941 гг. жил и учился в Минске. Во время Великой Отечественной войны экстерном окончил среднюю школу и в 1945 г. поступил в Киевский политехнический институт. После его окончания работал начальником бюро сварки Донецкого машиностроительного завода им. 15-летия Ленинского комсомола. Руководил работами по автоматизации сварки конструкций горно-шахтного оборудования. В 1952 г. стал аспирантом Института электросварки им. Е. О. Патона. С этих пор вся жизнь и деятельность И. К. Походни неразрывно связаны с Институтом электросварки им. Е. О. Патона и Национальной академией наук Украины.

В 1955 г. И. К. Походня успешно защитил диссертацию на соискание научной степени кандидата технических наук, в 1968 г. — доктора технических наук. В 1972 г. он избирается член-корреспондентом, а в 1978 г. — действительным членом АН УССР (ныне НАН Украины).

Фундаментальные исследования закономерностей кинетики плавления и переноса электродного металла, распределения температуры в сварочной ванне и каплях электродного металла, процессов абсорбции и десорбции газов, взаимодействия в системе «состав–структура–свойства» применительно к металлу сварных швов внесли большой вклад в теорию сварочных процессов и получили мировое признание. Они послужили теоретической базой для создания многих марок прогрессивных сварочных материалов. С его участием были созданы промышленные технологии их изготовления, построены мощные цеха по производству покрытых электродов и порошковых проволок, что позволило обеспечивать потребности предприятий Украины и ближнего зарубежья в этих материалах при изготовлении сварных металлоконструкций из углеродистых и низколегированных сталей.

Широко известны работы И. К. Походни и коллектива сотрудников, который он возглавляет, в области улучшения санитарно-гигиенических характеристик сварочных материалов, развития современных представлений о механизме влияния водорода на охрупчивание металла швов, математическое моделирование металлургических процессов дуговой сварки.

Научный вклад И. К. Походни в развитие отечественной промышленности в целом и процессов изготовления сварных металлоконструкций в частности был отмечен двумя Государственными премиями СССР в области науки и техники (1971, 1978), Премией Совета Министров СССР (1983), Государственной премией Украины в области науки и техники (1999).

Приоритет разработок, выполненных под руководством И. К. Походни, защищен авторскими свидетельствами и патентами СССР, Болгарии и Чехии, США, ФРГ, Великобритании, Франции, Италии, Австрии, Швейцарии, Венгрии и других стран. Отечественные технологические линии, оборудование, «ноу-хау» поставлены фирмам США, ФРГ, Франции, Японии, ЧССР, ВНР, НРБ, Аргентины, Китая.

И. К. Походня — автор более 900 научных работ, в том числе 28 монографий, 8 из которых изданы в США, Великобритании, Китае, Чехии, 118 изобретений, 158 зарубежных патентов, 6 патентов Украины.

Под его научным руководством подготовлено 39 кандидатов наук, шестеро из которых стали докторами наук. За активную работу по подготовке научных кадров ему в 1970 г. присвоено звание профессора. За плодотворную научную и практическую деятельность, вклад в развитие народного хозяйства И. К. Походня награжден орденами СССР, Украины, Болгарии и Чехословакии.

На протяжении 36 лет И. К. Походня проводит плодотворную научно-организационную работу в Национальной академии наук Украины на посту главного ученого секретаря, вице-президента НАН Украины. Он внес большой вклад в развитие науки, утверждение международного авторитета Украины. С 1988 г. И. К. Походня многократно избирается академиком-секретарем Отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины. На этом ответственном посту он много внимания уделяет организации новых направлений исследований в области материаловедения, координации работ, подготовке кадров научных сотрудников и организаторов науки, работе с научной молодежью, укреплению материальной и технической базы институтов.

Игорю Константиновичу Походне — выдающемуся ученому, педагогу, видному общественному деятелю — присущи большая работоспособность, увлеченность делом, принципиальность, скромность, чуткость. Эти качества снискали ему авторитет и уважение коллег и друзей.

Свой юбилей Игорь Константинович встречает новыми творческими замыслами и идеями, целеустремленно и энергично работает над воплощением их в жизнь.

И. ГРИВНЯКУ — 80

В декабре исполнилось 80 лет со дня рождения профессора Кошицкого технического университета, академика Словацкой академии наук, основателя словацкой научной школы свариваемости металлов, получившей международное призвание, иностранного члена НАН Украины Ивану Гривняку.

Иван Гривняк родился 23 декабря 1931 г. в Комарно (Чехословакия). После окончания средней школы учился в Словацком техническом университете в Братиславе и одновременно работал ассистентом на кафедре технической механики. С 1954 г. перешел на работу в Братиславский институт сварки, где на протяжении ряда лет вел исследовательские работы в области металловедения и физической металлургии. В 1962 г. защитил кандидатскую, а в 1968 г. — докторскую диссертации. В 1979 г. был избран членом-корреспондентом, а в 1982 г. — академиком академий наук Словакии и Чехословакии. В 1987 г. И. Гривняк был утвержден профессором кафедры физической металлургии и материаловедения Кошицкого технического университета.

Уже в начале своей профессиональной деятельности И. Гривняк определил область своих интересов — изучение проблемы свариваемости металлов. Он принимает активное участие в работе Международного института сварки (МИС) в комиссии IX «Свариваемость» в начале в качестве эксперта, а затем председателя комиссии. В 1990 г. избирается членом Исполнительного комитета МИС, а затем — вице-президентом. И. Гривняк многие годы активно работал также по программам научных исследований в рамках координационного центра по сварке стран-членов СЭВ, был бессменным председателем комиссии XIX «Свариваемость высокопрочных сталей». Он избирался председателем Научного совета материаловедческих наук и энергетики, затем вице-председателем Научного физического совета академии металлургических наук, вице-президентом и президентом академии наук Словакии. И. Гривняк выполнял ряд ответственных обязанностей отраслевого характера — назначался экспертом чехословацкой комиссии по атомной энергии, заместителем председателя по ядерной безопасности Словацкой Республики, президентом Союза словацких исследователей. Он был лидером нескольких международных проектов в области сварки, внес существенный вклад в развитие теории свариваемости металлов. Результаты научных и практических работ И. Гривняка отмечены многими наградами на родине и за рубежом. Среди них Государственная премия Словацкой Республики за успешное освоение производства микролегированных сталей (1968).

На протяжении более 50 лет И. Гривняк активно занимался также преподавательской деятельностью. С 1968 г. он читает лекции на факультете металлургии Кошицкого технического университета, принимает участие в подготовке инженеров-металлургов. В период 1991–1994 гг. работал в должности ректора. В различные периоды своей научно-педагогической деятельности он избирался членом и председателем совета по защите докторских диссертаций, преподавал в качестве приглашенного профессора в университетах и НИИ Генте (Бельгия), Осаки (Япония) и Киева. Им подготовлено 58 докторов философии, около трети которых из зарубежных стран.

И. Гривняком опубликовано свыше 350 научных статей в отечественных и зарубежных научных журналах, он выступал с докладами на многочисленных конференциях и конгрессах. К примеру, его вступительная лекция в 1979 г. на ежегодном конгрессе МИС в Глазго была опубликована в 29 журналах мира. Им написаны несколько книг, учебников и монографий, большинство которых издано на английском языке. Опубликованные им 16 монографий существенно обогатили словацкую и мировую базу материаловедческих знаний. Две монографии — «Свариваемости материалов» (2009) и «Металлография» (2011), изданные в Словакии, признаны лучшими в этой области.

И. Гривняка всегда отличала целеустремленность, высокий профессионализм и способность находить оптимальные решения.

В настоящее время И. Гривняк активно делится своим опытом и знаниями с молодым поколением.

А. Я. ИЩЕНКО — 80

В январе исполнилось 80 лет со дня рождения заведующего отделом физико-металлургических процессов сварки легких металлов и сплавов Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, члена-корреспондента НАН Украины, доктора технических наук, заслуженного деятеля науки и техники Украины Анатолия Яковлевича Ищенко.

После завершения среднего образования в Горловке А. Я. Ищенко окончил в 1956 г. Киевский политехнический институт и по распределению был направлен на Куйбышевское предприятие авиационных двигателей им. Н. Д. Кузнецова.

С 1961 г. работает в ИЭС им. Е. О. Патона, где прошел путь от ведущего инженера до руководителя отдела, избран членом-корреспондентом Национальной академии наук Украины.

А. Я. Ищенко впервые в мировой практике разработал и внедрил в производство высокоэффективный процесс электрошлаковой сварки алюминия, и в 1967 г. защитил по этой теме кандидатскую диссертацию. Начиная с 1968 г. его научная деятельность связана с исследованием свариваемости высокопрочных алюминиевых сплавов и разработкой эффективных технологий сварки изделий аэрокосмической техники. Работая в тесном сотрудничестве с отраслевыми организациями, он внес значительный вклад в создание и внедрение в производство новых свариваемых и сварочных материалов различных систем легирования. Этот цикл работ, завершенный широким внедрением технологических процессов, сварочных материалов и оборудования в промышленное производство, послужил основой докторской диссертации, которая была успешно защищена в 1983 г. В последующие годы им лично и его сотрудниками выполнены глубокие исследования свариваемости алюминиево-литиевых и алюминиево-скандиевых сплавов, получившие мировое признание. С 1987 г. А. Я. Ищенко в качестве руководителя отдела успешно проводит теоретические и экспериментальные исследования явлений, которые происходят в зоне сварки при взаимодействии компонентов алюминиевых сплавов и композиционных материалов с плазмой дуги, электронным и лазерным пучками, изучает закономерности первичной кристаллизации и формирования структуры швов в неравновесных условиях и их влияние на физико-механические свойства сварных соединений. Значительные результаты достигнуты при разработке новых более эффективных методов неразъемного соединения в твердой фазе таких, как трение с перемешиванием или реактивно-диффузионная сварка высокопрочных сплавов, разнородных и композиционных материалов на основе алюминия, которые трудно соединять при традиционных способах сварки плавлением. Показано, что расширить диапазон способов соединения легких материалов позволяет использование нанотехнологий при изготовлении основных и присадочных материалов, имеющих субмикроскопическую структуру. Благодаря этому повышаются технологические и функциональные свойства соединений перспективных высокопрочных материалов — жаростойких сплавов, высокодисперсных композитов, интерметаллидов и разнородных сочетаний. Отдел, руководимый А. Я. Ищенко, поддерживает постоянные творческие контакты со многими институтами Национальной академии наук Украины.

А. Я. Ищенко является автором трех монографий и более 280 статей и изобретений. Он — член ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона и специализированного совета по защите кандидатских и докторских диссертаций, эксперт межведомственных комиссий ряда государственных программ, председатель Национального комитета «Алюминий» при Международном институте сварки, член Американского сварочного общества. Под его руководством подготовлены 1 доктор и 7 кандидатов наук.

За цикл научных работ «Теоретические основы производства ответственных деталей и узлов машин из высокопрочных легких конструкционных материалов» он в составе группы авторов удостоен Государственной премии Украины в области науки и техники (1995), «За разработку и внедрение в производство высокоэффективных методов и средств сварки алюминиевых, магниевых и титановых сплавов» — Премии Совета Министров СССР (1988). Награжден Почетной грамотой Верховного Совета УССР (1984).

А. А. МАЗУРУ — 75

В январе исполнилось 75 лет со дня рождения известного специалиста в области экономики сварочного производства и его инновационного развития, ведущего научного сотрудника, научного руководителя отдела экономических исследований Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, кандидата экономических наук, заслуженного экономиста Украины, лауреата Государственной премии Украины (2010) Александра Анатольевича Мазура.

С 1960 г. А. А. Мазур начал трудовую деятельность мастером корпусосварочного цеха, затем стал начальником бюро сварки Балтийского судостроительно-судоремонтного завода в Таллинне. Вся его последующая работа была связана со сварочным производством и экономикой.

Квалификации инженера-кораблестроителя и инженера-механика, ученая степень кандидата экономических наук позволили ему успешно решать проблемы технического и организационного совершенствования сварочных цехов в судостроении и судоремонте, конвейерного производства цельнометаллических железнодорожных вагонов, бронекорпусов гусеничной техники, укрытий спецтехники, оборудования для пищевой промышленности Кубы.

А. А. Мазур — один из создателей первого и наиболее крупного в СССР «центросвара» — Кадиевского завода сварных конструкций. Его теоретические и практические разработки в области создания специализированных сварочных цехов, перевода чугунного и стального литья на сварное исполнение органично вписались в тематику работ отдела экономических исследований ИЭС, куда он пришел в 1987 г. Здесь получили дальнейшее развитие его исследования экономической эффективности новой сварочной техники и технологий, снижения ресурса емкости сварочного производства, экономических проблем экологии сварки и родственных процессов. Он активно занимается проблемами организационно-экономического совершенствования работы института в условиях создания принципиально новых научно-технических и инновационных структур, в том числе технологических парков, как ускорителей инновационного развития страны. В качестве исполнительного директора обеспечил становление Технопарка «ИЭС им. Е. О. Патона» — общепризнанного лидера среди украинских технопарков.

А. А. Мазур является автором и соавтором более 100 публикаций, в том числе 8 монографий, 11 авторских свидетельств и свидетельств на промообразцы. Его заслуги в обеспечении развития научного и экономического потенциала страны, формирования инновационной инфраструктуры, его многолетний добросовестный труд и высокий профессионализм отмечены Почетными грамотами Президиума НАН Украины, Киевской городской администрации, Министерства образования и науки Украины, Благодарностью премьер-министра Украины. Государственную премию Украины по науке и технике он получил в 2010 г. за участие в выполнении проекта «Строительство и реконструкция железнодорожной сети Украины для увеличения пропускной способности и внедрения скоростного движения поездов».

Все, кто знают О. А. Мазура на всех этапах его профессиональной деятельности, отмечают, что это яркая и многогранная личность, грамотный организатор научных исследований, лидер, способный сплотить коллектив на решение самых сложных задач, требовательный к себе и к подчиненным и в то же время чуткий и отзывчивый человек, который всегда готов помочь тем, кто в этом нуждается.

А. К. ЦАРЮКУ — 75

В январе исполнилось 75 лет известному специалисту в области сварочного материаловедения и технологии сварки теплоустойчивых сталей, заведующему отделом Института электросварки им. Е. О. Патона кандидату технических наук Анатолию Корнеевичу Царюку.

А. К. Царюк работает в институте с 1959 г. после окончания сварочного факультета Киевского политехнического института. Основным направлением его научной работы является разработка и совершенствование технологических процессов и специализированной аппаратуры для механизированной сварки узлов паровых и газовых турбин, котлоагрегатов, корпусного оборудования и трубопроводов тепловой и атомной энергетики, а также для изготовления уникальных изделий тяжелого и химического машиностроения. Особое внимание он уделяет созданию прогрессивных сварочных материалов для механизированной сварки толстостенных соединений из теплостойких и жаропрочных сталей.

Большой заслугой А. К. Царюка является создание технологии и оборудования для механизированной сварки под флюсом в узкую разделку толстостенных конструкций с программным управлением процессом. Разработанная технология нашла применение на ряде крупнейших промышленных предприятий, в том числе на Харьковском заводе «Турбоатом» при сварке роторов турбин с толщиной стенки 60…200 мм, Краматорском заводе тяжелого машиностроения при сварке корпусов цилиндров уникального гидропресса с толщиной стенки 600 мм, заводе «Уралхиммаш» при изготовлении сварных конструкций толстостенных сосудов для химического машиностроения.

При участии А. К. Царюка разработана технология автоматической сварки неплавящимся электродом в узкую разделку соединения главного циркуляционного трубопровода с коллектором парогенератора для энергоблоков АЭС.

В последние годы под руководством А. К. Царюка ведутся исследования современных теплоустойчивых сталей повышенной прочности применительно к созданию энергоблоков ТЭС нового поколения.

А. К. Царюк является автором около 150 научных работ. Он успешно совмещает научную и преподавательскую деятельность, принимает активное участие в подготовке технических экспертов, является членом ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона. Он награжден орденом «За заслуги» III степени и почетным нагрудным знаком «За весомый вклад в развитие атомной энергетики Украины».

Сердечно поздравляем юбиляров,
желаем им доброго здоровья, творческой активности,
долголетия и благополучия!

КАЛЕНДАРЬ КОНФЕРЕНЦИЙ И ВЫСТАВОК В 2012 г. (СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ)

Дата	Место проведения	Мероприятие	Организатор (контакты)
13–17.02	Сколе, Карпаты, Украина	12-я промышленная конференция «Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях»	УИЦ «Наука. Техника. Технология» тел./факс: + 380(44) 573 30 40
14–16.02	Москва, Россия	Саммит «Металлы СНГ»	Марриот Гранд Отель Москва тел.: 44(0) 207 490 37 74 факс: 44(0) 207 017 74 47
15–17.02	Набережные Челны, Россия	X Российская специализированная выставка «Машиностроение. Металлообработка. Металлургия. Сварка-2012»	ВЦ «Экспо-Кама» тел./факс: (8552) 47 01 02, 47-01-03 E-mail:expokama1@bk.ru
20–24.02	Свалява, Карпаты, Украина	12-й Международный научно-технический семинар «Современные проблемы производства в промышленности и на транспорте с разделами: «Упрочняющие технологии и покрытия», «Современные технологии и оборудования в сборочном и сварочном производстве»	АТМ Украины тел./факс: +38044 430-85-00 E-mail:atmu@ism.kiev.ua
20–25.02	с. Славское, Львовская обл.	17-я Международная научно-техническая конференция «ЛЕОТЕСТ-2012»	Тел./факс: +38(044) 573 30 40 E-mail:office@conference.kiev.ua
22–24.02	Львов, Украина	IV Специализированная выставка «Металл. Обоорудование. Инструмент-2012»	ВЦ «Шувар-Экспо» тел. +38032 244 18 88 E-mail:expolviv@gmail.com
28.02–01.03	Москва, Россия	Международные специализированные выставки композиционных материалов и технологий «Композит-Экспо 2012» и «Инновационные материалы и технологии»	МВЦ «КрокусЭкспо», пав. 1
29.02–02.03	Киев, Украина	Инструментальная выставка «Intertool» с разделом «Сварочное оборудование»	ГП «Премьер Экспо» ВК на Броварском просп.
13–15.03	Шанхай, Китай	Международная выставка «Инструменты и сварочное оборудование»	
27–30.03	Киев, Украина	Международная специализированная выставка «Металлообработка. Инструмент. Пластмасса-2012»	МВЦ тел.: +38(044) 201 11 61 E-mail:reklama@iec-expo.com.ua
27–30.03	Новосибирск, Россия	Выставка «Машиностроение. Металлообработка. Металлургия. Сварка-2012»	Новосибирск
10–13.04	Минск, Беларусь	12-я Международная специализированная выставка «Сварка и Резка-2012»	ЗАО «Минск Экспо» Федорова Елена Владимировна тел./факс: +37517 226 98 58 E-mail:julia@minskexpo.com
17–19.04	Киев, Украина	Промышленная выставка «ПатонЭкспо 2012»	ВЦ «КиевЭкспоПлаза» www.weldexpo.com.ua
22–25.04	Казань, Россия	Международная конференция «Титан-2012 в СНГ»	Ассоциация «Титан»
14–18.05	Страсбург, Франция	Военная конференция Европейского материаловедческого общества	
15–18.05	Санкт-Петербург, Россия	XV Специализированная выставка по сварке, резке и родственным технологиям и в ее рамках Международная конференция «Передовые технологии и развитие сварочной науки и практики»	ЛенЭкспо Аверкина Наталья Алексеевна тел.: +7(812) 321 26 31 факс: +7(812) 321 27 22 www.welding.lenexpo.ru
24–28.05	Одесса, Украина	Международная научно-практическая конференция «Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении»	АТМ Украина тел./факс: +38044 430-85-00 E-mail: atmu@ism.kiev.ua
28.05–01.06	Москва, Россия	Международная выставка «Металлообработка-2012»	Тел.: +7(499) 795 26 60 факс: +7(495) 609 41 68
28.05–01.06	Ялта, Крым, Украина	12-я Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий» с практическим семинаром «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горнометаллургической и машиностроительной промышленности»	АТМ Украина тел./факс: +38044 430-85-00 E-mail: atmu@ism.kiev.ua
29.05–01.06	пос. Кацивели, Крым, Украина	VI Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»	НАН Украины ИЭС им. Е. О. Патона тел./факс: 38044 200-82-77 E-mail:journal@paton.kiev.ua
04–07.06	Пекин, Китай	Международная выставка «Beijng Essen Welding 2012»	CMES Musse Essen GmbH

Дата	Место проведения	Мероприятие	Организатор (контакты)
04–08.06	Гурзуф, Крым, Украина	Международная конференция «Композиционные материалы в промышленности»	УИЦ «Наука. Техника. Технология» тел./факс: + 380(44) 573 30 40
04–06.06	Львов, Украина	XI Международная конференция и выставка «Проблемы коррозии и защита от коррозии конструкционных материалов «Коррозия-2012»	Физико-механический ниститут НАНУ
05–08.06	Пушкин, Ленинградская обл., Россия	12-я Международная конференция «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС»	www.crism-prometeg.ru
19–21.06	Казань, Россия	Выставка «TechnoСварка»	ОАО «Казанская ярмарка» тел.: +7(843) 570 51 16(15) факс: +7(843) 570 51 23 E-mail:pdv@expokazan.ru
19–21.06	Гуанжоу, Китай	XIII Китайская международная металлургическая выставка	тел.: 0086 203 862 12 65 факс: 0086 203 862 13 21
24–29.06	Болонья, Италия	12-я Европейская плазменная конференция	
04–08.09	Коблево, Николаевская обл., Украина	II Всеукраинская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Сварка и родственные процессы и технологии»	тел.: +380512 70 91 05 факс: +380512 42 46 52 E-mail: conference@nuos.edu.ua
18–21.09	Санкт-Петербург, Россия	7-я Международная конференция «Лучевые технологии и применение лазеров»	Лазерная ассоциация ЛАС Ин-т лазерных и сварочных технологий тел./факс: +7(812) 552 98 43 E-mail: e.pozdeeva@ltc.ru
19–21.09	Кильце, Польша	Международная научно-образовательная конференция по технологии нанесения защитных покрытий	
24–28.09	Ялта, Крым, Украина	12-я Международная научно-практическая конференция «Качество. Стандартизация. Контроль: Теория и практика»	АТМ Украина тел./факс +38044 430-85-00 E-mail: atmu@ism.kiev.ua
25–27.09	Москва, Россия	Международная специализированная выставка «Термообработка-2012»	ЦВК Экспоцентр, пав. 5
01–05.10	Гурзуф, Крым, Украина	Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики	УИЦ «Наука. Техника. Технология» тел./факс + 380(44) 573 30 40
09–12.10	Вена, Австрия	Международная специализированная выставка сварочных технологий, резки, обработки поверхностей «VIENNA-TEC2012»	http: l/vkontakte.ru/spexpoeu
16–18.10	Сосновец, Польша	Международная выставка по сварке «EXPOWELDING-2012»	EXPOSILESIA тел.: +48(0)321 788 75 00 факс: +48(0)321 788 75 01
18–21.10	Днепропетровск, Украина	Выставка «Сварка и сварочные технологии. Трубы. Производство труб»	Днепропетровск
23–26.10	Москва, Россия	Международная специализированная выставка «Welding/Россварка 2012»	MVK тел.: +7(495) 935 81 00 факс: +7(495) 935 81 01
30.10–01.11	Санкт-Петербург, Россия	Вторая международная конференция и выставка «Алюминий-21/Сварка и пайка»	Гостиница «Sokos Palace Bridge» тел./факс: (495) 785 20 05 E-mail: main@alusil.ru

ПОДПИСКА — 2012 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.	78 дол. США	156 дол. США
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.					

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

Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка» на сайте: http://www.rucont.ru.
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 2009–2011 гг. Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×290 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрези 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

© Автоматическая сварка, 2012

Подписано к печати 03.12.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,67. Уч.-изд. л. 10,22.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.