

**РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ**Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко,
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,
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)
А. С. Зубченко (Россия)
М. Зиниград (Израиль)
В. И. Лысак (Россия)
У. Рейсен (Германия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пиларчик (Польша)
О. И. Стеклов (Россия)
Г. А. Туричин (Россия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

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

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

Журнал переиздается
на английском языке
ИЭС им. Е. О. Патона под названием
«The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет
Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ**НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ**

- Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Тимошенко А. Н., Миходуй О. Л., Гончаров П. В.* Влияние предварительного деформирования и электродинамической обработки на напряженное состояние кольцевых сварных соединений сплава АМгб 3
- Козулин С. М., Лычко И. И., Подыма Г. С.* Структура и свойства сварных соединений стали типа 35Л, выполненных многослойной электрошлаковой сваркой 8
- Марченко А. Е., Скорина Н. В.* Влияние технологических факторов изготовления низководородных электродов на содержание водорода в наплавленном металле 14
- Чернобай С. В.* Сварка сплавов алюминидов титана (Обзор) 26
- Брызгалов А. Г.* Расчет параметров обработки взрывом для снижения остаточных напряжений в кольцевых швах трубопроводов 32

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Калеко Д. М.* Приварка стальных шпилек к алюминиевым листам 38
- Максимов С. Ю., Ляховая И. В.* Мокрая подводная сварка низколегированных сталей повышенной прочности 43
- Кусков Ю. М., Богайчук И. Л., Черняк Я. П., Евдокимов А. И.* Электрошлаковая наплавка чугуна деталями, изготовленных из высокохромистого чугуна 47
- Стефанив Б. В.* Особенности индукционной пайки алмазно-твердосплавных резцов с лопастью корпуса составного бурового долота 50
- Руденко П. М., Гавриш В. С.* Тиристорный преобразователь с непосредственной связью для питания контактных машин 55

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Зарубежный опыт.* Обзор мирового рынка термического напыления и тенденции развития исследований в странах ЕС 59
- Диссертации на соискание ученой степени 61

ХРОНИКА

- Международная научно-техническая конференция «СВАРКА И КОНТРОЛЬ-2013» 63
- Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий» 64
- Красовскому А. Я. — 80 67
- Стеклову О. И. — 80 68
- Илюшенко В. М. — 75 69
- Юрлову Б. В. — 60 70
- Романюку В. С. — 60 70
- К 100-летию со дня рождения Н. И. Каховского 71

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

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko (exec. director),
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,
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)
Guan Qiao (China)
A. S. Zubchenko (Russia)
M. Zinigrad (Israel)
V. I. Lysak (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
U. Reisgen (Germany)
O. I. Steklov (Russia)
G. A. Turichin (Russia)

FOUNDERS:
National Academy
of Sciences of Ukraine,
Paton Welding Institute,
IA «Welding» (publisher)

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

Editors:

T. V. Yushchina, I. F. Sokolova
Electron gallery:
I. R. Naumova, A. I. Sulima,
D. I. Sereda

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001
ISSN 0005-111X

All rights reserved

This publication and each of the articles
contained here in are protected
by copyright.

The journal is republished in English
by the E. O. Paton Electric Welding Institute
under title «The Paton Welding Journal»
ISSN 0957-798X

The Paton
WELDING JOURNAL

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., Timoshenko A. N., Mikhoduy O. L., Goncharov P. V.* Effect of preliminary deforming and electrodynamic treatment on stressed state of circumferential welded joints of alloy AMg6 3
- Kozulin S. M., Lychko I. I., Podyma G. S.* Structure and properties of 35L type steel welded joints made by multilayer electroslog welding 8
- Marchenko A. E., Skorina N. V.* Effect of technological factors of manufacture of low-hydrogen electrodes on hydrogen content in deposited metal 14
- Chernobaj S. V.* Welding of alloys of titanium aluminides (Review) 26
- Bryzgalin A. G.* Calculation of parameters of explosion treatment for reduction of residual stresses in circumferential welds of pipelines 32

INDUSTRIAL

- Kaleko D. M.* Welding of steel studs to aluminium sheets 38
- Maksimov S. Yu., Lyakhovaya I. V.* Wet underwater welding of low-alloy steels of increased strength 43
- Kuskov Yu. M., Bogajchuk I. L., Chernyak Ya. P., Evdokimov A. I.* Electroslog surfacing of parts, made of high-chromium cast iron, using cast iron shots 47
- Stefaniv B. V.* Peculiarities of induction brazing of diamond-hard-alloy cutters with body wing of composite drilling bit 50
- Rudenko P. M., Gavrish V. S.* Thyristor transducer with direct coupling for supply of flash-butt welding machines 55

BRIEF INFORMATION

- Foreign experience.* Review of world market of thermal spraying and tendency of development of investigations in CIS countries 59
- Theses for scientific degree 61

NEWS

- The International Scientific-Technical Conference «Welding and Control-2013» 63
- The International Scientific-Technical Conference «Surface Engineering and Renovation of Products» 64
- Krasovsky A. Ya. is 80 67
- Steklov O. I. is 80 68
- Ilyushenko V. M. is 75 69
- Yurlov B. V. is 60 70
- Romanyuk V. S. is 60 70
- Towards the 100th anniversary of N. I. Kakhovsky 71

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



ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ КОЛЬЦЕВЫХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА АМг6

Л. М. ЛОБАНОВ, Н. А. ПАЩИН, А. Н. ТИМОШЕНКО, О. Л. МИХОДУЙ, П. В. ГОНЧАРОВ
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В настоящее время все большее развитие получают методы регулирования сварочных и технологических напряжений, основанные на предварительном деформировании свариваемых элементов, а также электродинамической обработке (ЭДО) сварных швов импульсным током. Целью работы является исследование влияния предварительного разжима свариваемых кромок и ЭДО на регулирование напряженного состояния образцов кольцевых сварных соединений из алюминиевого сплава АМг6, выполненных автоматической сваркой в среде аргона. Контроль напряженного состояния образцов осуществляли методом электронной спекл-интерферометрии с использованием специализированной оснастки. Предварительный разжим кромок осуществляли посредством оригинального устройства силонагружения. Значения предварительных растягивающих напряжений достигали предела текучести сплава АМг6. ЭДО производили на поверхности наплавленного металла в направлении «от середины к краям» при зарядном напряжении емкостного накопителя до 450 В. В результате проведенных исследований установлено, что предварительный разжим и ЭДО позволяют существенно снижать уровень остаточных напряжений в кольцевых сварных соединениях. Библиогр. 10, рис. 6.

Ключевые слова: электродинамическая обработка, предварительный разжим свариваемых кромок, алюминиевый сплав, растягивающие напряжения, сжимающие напряжения, кольцевое сварное соединение, автоматическая сварка, емкостной накопитель энергии, разряд тока, плоский индуктор

Сварные конструкции из алюминиевых сплавов находят все более широкое применение в различных отраслях современной промышленности. Одним из факторов, негативно влияющих на работоспособность сварных соединений, являются остаточные напряжения, высокий уровень которых снижает эксплуатационный ресурс конструкций при усталостных и динамических нагрузках, характерных для изделий транспортного машино-, авиа- и судостроения. Поэтому проблема регулирования сварочных остаточных напряжений является актуальной при сварке кольцевых стыковых соединений из легких сплавов.

Существующие методы регулирования напряжений крупногабаритных элементов конструкций, например предварительное деформирование собираемых под сварку деталей, имеют определенные ограничения, связанные с наличием специализированной оснастки, и не всегда могут быть реализованы в условиях поузловой или модульно-блочной сборки-сварки изделия [1].

В настоящее время все большее развитие получают методы регулирования сварочных и технологических напряжений, основанные на обработке металлических материалов и конструкций импульсными электромагнитными полями различной длительности и конфигурации [2–6].

В работе [7] показано, что взаимодействие механических и электромагнитных импульсов влияет на движение дислокационных ансамблей в кристаллических материалах, что вызывает изменение их напряженного состояния.

Одним из методов реализации совместного воздействия импульсного электрического поля плоского индуктора и динамической нагрузки на сварное соединение является электродинамическая обработка (ЭДО) [8]. Оборудование для ЭДО, отличающееся компактностью и мобильностью, позволяет использовать данный вид обработки для регулирования напряженного состояния сварных соединений при монтаже или ремонте крупногабаритных тонкостенных изделий. Применение ЭДО показало ее эффективность при ремонтной сварке судокорпусных конструкций из сплава АМг6 и позволило продлить их эксплуатационный ресурс [9].

Целью настоящей работы являются исследования эффективности регулирования остаточных сварочных напряжений в кольцевых стыковых соединениях из алюминиевого сплава АМг6 при их предварительном деформировании и ЭДО.

В качестве объекта исследования авторами использованы образцы кольцевых сварных соединений из сплава АМг6, сваренных встык. Перед

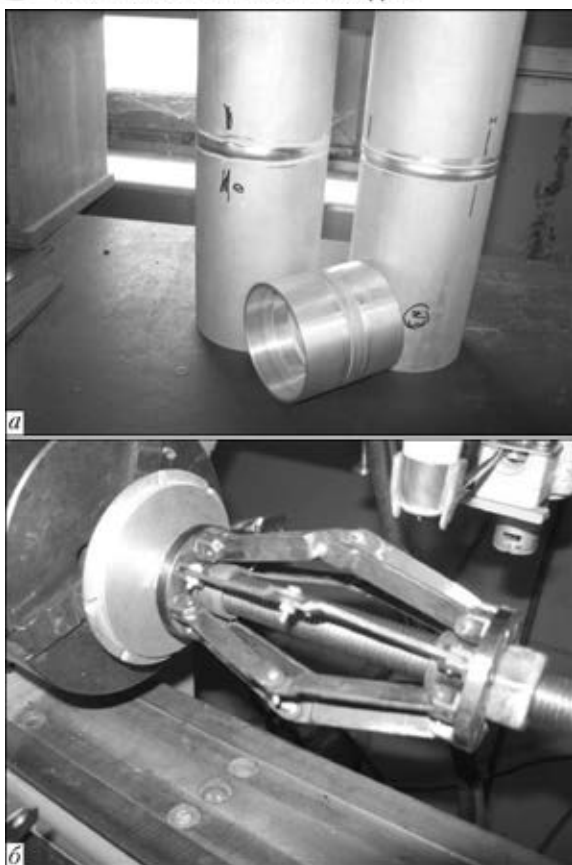


Рис. 1. Общий вид образцов кольцевых стыков из сплава АМгб (а) и сборочное устройство для их сварки (б) (справа — нагружающая гайка)

сваркой образцы подвергали термообработке с целью устранения в них технологических напряжений, вызванных механической обработкой.

Образцы кольцевого соединения, выполненные встык (рис. 1, а), собирали из двух цилиндрических заготовок сплава АМгб диаметром 100 мм, высотой 150 мм и толщиной стенки 3 мм. Для обеспечения заданных сборочных зазоров, полного проплавления и формирования обратного валика применяли специализированное сборочное устройство, внешний вид которого представлен на рис. 1, б. Принцип работы устройства основан на преобразовании поступательного движения винтовой пары в радиальное усилие распорных рычагов системы разжимающих шарниров, в местах сочленения которых устанавливали разрезные подкладные кольца с формирующей канавкой. Значение разжимающего усилия подкладных колец регулировали нагружающей гайкой, что обеспечивало гарантированную взаимную центровку цилиндрических заготовок, подкладных колец и оптимальную ориентацию сборочного зазора относительно сварочной головки.

В зоне свариваемых кромок кольцевых стыков задавали два уровня значений начального напряженного состояния σ_0 путем их радиального разжима. С помощью механического деформометра контролировали уровень компоненты начального

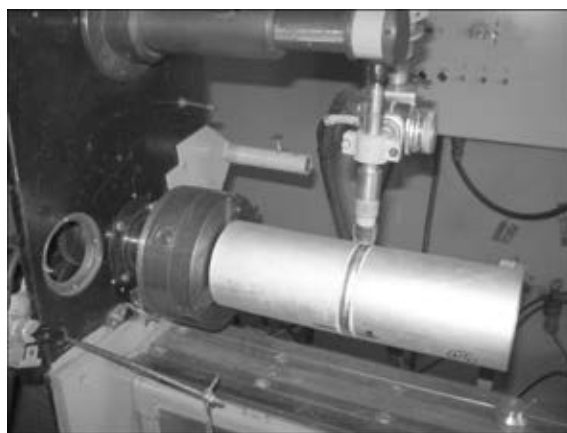


Рис. 2. Аргонодуговая сварка образцов кольцевых стыков из сплава АМгб

напряженного состояния в окружном направлении на расстоянии 10 мм от стыка.

В образцах первого типа значения начальных напряжений не превышали 10...15 МПа, что позволило обеспечить как необходимую точность сборки кольцевого стыка под сварку, так и распределение остаточных напряжений, характерное для натурных конструкций, сваренных без применения силовых устройств.

В образцах второго типа начальные напряжения достигали значения $\sigma_{0,2}$ для сплава АМгб, что обеспечило формирование пластических деформаций растяжения при сварке и, как следствие, полей сжимающих напряжений в шве.

Сварку неплавящимся электродом кольцевых стыков выполняли на установке «MAGIC WAVE-3000» (рис. 2) при положении горелки «углом назад» с углом наклона к горизонтали 60°. При меньших значениях угла имеет место нестабильное горение дуги, сопровождающееся периодическими выплесками металла из сварочной ванны. Угол между продольными осями неплавящегося электрода и боудена с присадочной проволокой составлял 90°. Процесс осуществляли при линейной скорости 5,4 мм/с, сварочном токе 165 А и напряжении дуги 18 В.

Начальное напряженное состояние образцов кольцевых сварных соединений измеряли бесконтактным методом электронной спекл-интерферометрии. Использовали метод, который основан на измерении деформаций при упругой разгрузке объема металла в исследуемых точках на поверхности образца, вызванной сверлением сквозных отверстий диаметром 1,0 мм [10]. Применяли оптическую схему интерферометра, в которой исследуемый участок образца освещали лучом лазера под одним и тем же углом с двух направлений и таким образом определяли плоскостные компоненты вектора перемещений, характеризующие деформацию образца в плоскости. Угол между нормалью к точке исследуемой поверхности и направлением освещения составлял 57°. Выбор



метода обусловлен необходимостью сохранения целостности образца после регистрации его начального напряженного состояния. Образцы с известным уровнем начальных напряжений подвергали импульсной обработке, а затем повторно измеряли результирующие значения напряжений. Сопоставив параметры напряженного состояния до и после импульсной обработки на конкретном образце сварного соединения, можно судить об эффективности процесса ЭДО. Для определения изменения уровня напряженного состояния сварных соединений спекл-методом использовали малогабаритный интерферометр, который устанавливали непосредственно на поверхность исследуемого образца (рис. 3). Прибор состоит из таких основных компонентов, как спекл-интерферометр, ССD-камера, световод, основания с тремя конусными опорами. Для качественной установки прибора на цилиндрической поверхности кольцевого шва разработали специализированную оснастку. Параметры напряженного состояния образцов кольцевых швов фиксировали только на наружной поверхности соединений.

Измерение напряжений спекл-интерферометрическим методом выполняли после установки интерферометра на поверхности образца. Отраженную световую волну, характеризующую начальное напряженное состояние металла, вводили в память компьютера. Затем в заданной точке поверхности сварного соединения специализированным инструментом сверлили несквозное отверстие диаметром и глубиной 1,0 мм. После упругой разгрузки напряжений, вызванной сверлением, отраженная световая волна также вводилась в память компьютера. После компьютерной обработки световых волн, полученных до и после локальной упругой разгрузки остаточных напряжений, средствами визуализации получали интерференционную картину полос в окрестности отверстия, содержащую информацию о параметрах напряженного состояния в контролируемой точке на поверхности образца. При обработке металла сварного соединения импульсами тока в нем изменяется напряженное состояние, параметры которого определяются в следующем цикле измерений. Цикл включает запись параметров отраженной световой волны до и после сверления, получение интерференционной картины полос, содержащих характеристики напряженного состояния. Разность значений напряжений, получаемых в первом и втором циклах измерений, является показателем эффективности процесса ЭДО применительно к сварным соединениям.

Распределение напряженного состояния изучали на наружной поверхности кольцевых соединений по изменению значений двух его компонент — вдоль σ_x и перпендикулярно σ_y линии шва.

Для обработки образцов импульсами тока использовали установку, основным элементом которой является емкостной накопитель энергии, а рабочим устройством — плоский индуктор, соединенный с диском из неферромагнитного материала и цилиндрическим электродом, сферический торец которого является зоной энерговыделения при контакте с обрабатываемой поверхностью сварного соединения в момент разряда. Диск предназначен для реализации динамической составляющей электродинамического воздействия на металл. Принципы работы установки, изложенные в работе [8], основаны на переходных электродинамических процессах, которые протекают в металле образца при разряде емкостного накопителя.

Для ЭДО образцов использовали сборочное устройство (рис. 4), предназначенное для позиционирования индуктора относительно обрабатываемого образца, а также фиксированного контакта торца электрода с поверхностью металла с усилием прижатия до 60 кг.

Устройство (рис. 4, а) состоит из опорной балки 2 с ложементом из электротехнической меди марки М1, являющимся элементом разрядного контура. Ложемент, расположенный на лицевой стороне балки и соединенный с контактным проводом емкостного накопителя, предназначен для гарантированного прижатия образца 1 в момент токового разряда. Для фиксации плоского индуктора 6 использовали прижимную балку 5, позиционирование которой относительно образца осуществляли направляющими шпильками, а вертикальное усилие прижатия создавали нагружающими гайками 4. Увеличенные фрагменты зоны позиционирования электрода на обрабатываемой поверхности при ЭДО кольцевых соединений представлены на рис. 4, б, где показано расположение плоской катушки индуктивности 7 относительно диска из неферромагнитного материала 8 и элек-

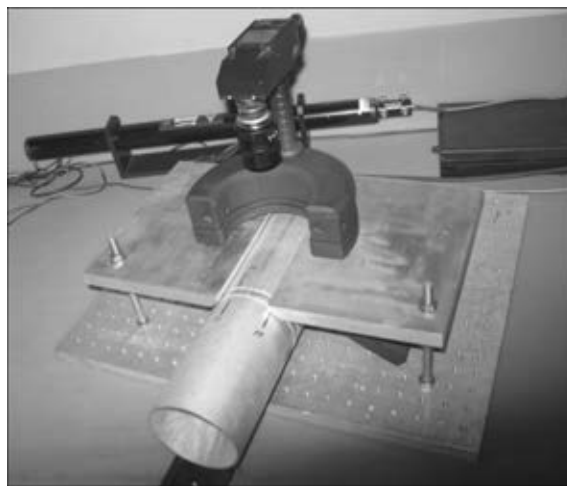


Рис. 3. Прибор и специализированная оснастка для измерения остаточных напряжений сварных кольцевых соединений из сплава АМг6 методом спекл-интерферометрии

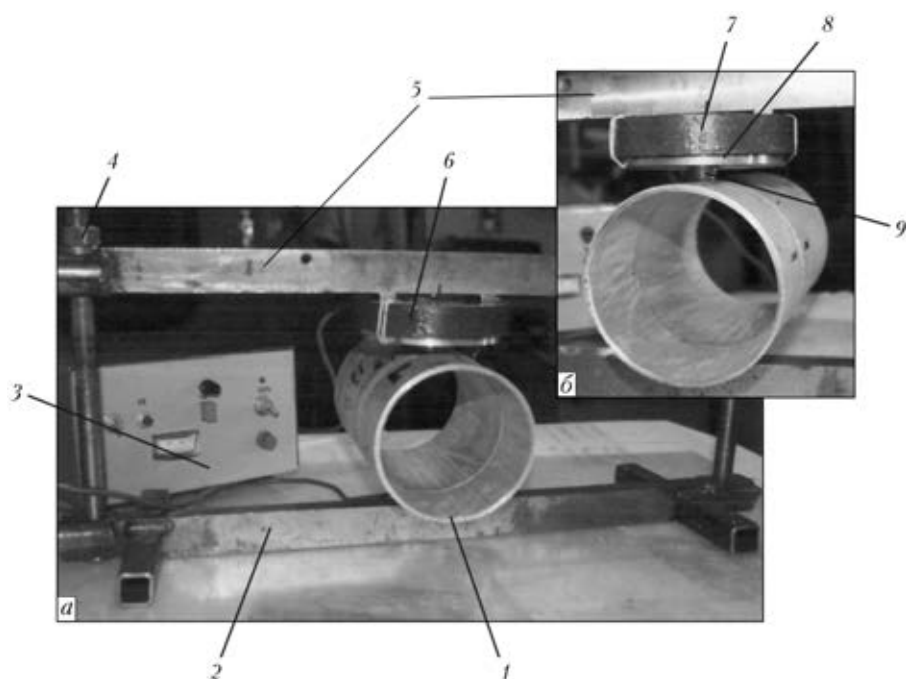


Рис. 4. Сборочное устройство для ЭДО сварных кольцевых соединений из сплава АМг6 (а) и позиционирования индуктора (б): 1 — образец; 2 — балка опорная; 3 — источник питания ЭДО; 4 — шпилька направляющая с нагружающей гайкой; 5 — балка прижимная; 6 — индуктор; 7 — катушка индуктивности; 8 — диск; 9 — электрод

трода 9. Контроль усилия вертикальной нагрузки гаек 3 осуществляли с помощью динамометрического ключа. Установлено, что оптимальным усилием прижатия, обеспечивающим гарантированный контакт торца электрода при отсутствии повреждения обрабатываемой поверхности, является значение нагрузки, близкое к 40 кг.

ЭДО стыковых швов кольцевых соединений выполняли при напряжении заряда 450 В и емкости накопителя 6600 мкФ. Обработку проводили вдоль центра шва в направлении «от середины к краям» с шагом 10 мм таким образом, чтобы первые две зоны импульсных воздействий

располагались на двух противоположных сторонах кольцевого шва, а последующие две — через 90° по отношению к предыдущим. При этом на каждый участок поверхности у линии сплавления приходилось до пяти электродинамических воздействий.

На кольцевых сварных стыках, выполненных без упругопластического разжима кромок, зафиксировано остаточное напряженное состояние, которое характеризуется максимальными значениями продольной $\sigma_x = 175$ МПа и поперечной компоненты $\sigma_y = 125$ МПа (рис. 5, а). При этом если растягивающие σ_x монотонно убывают практически до нулевых значений в околошовной зоне, то для σ_y характерна немонотонность распределения значений в области шва, варьируемых от 0 до 50 МПа.

В образцах, сваренных с применением предварительного разжима кромок, напряженное состояние характеризуется трансформацией продольной компоненты растягивающих σ_x в область сжатия до значений -125 МПа при некотором понижении растягивающих σ_y до 75 МПа (рис. 5, б). Таким образом, предварительное силовое воздействие на свариваемые кромки кольцевого соединения приводит к увеличению их диаметров, при этом позитивно влияет на распределение σ_x при практически незначительном влиянии на σ_y . Это можно объяснить подобием механизмов предварительного разжима кольцевых элементов и растяжения плоских пластин и панелей [1].

В образцах, сваренных без разжима кромок с последующей ЭДО, продольная составляющая σ_x также изменила не только значение, но и знак, в результате ее значения составили до -100 МПа, в то время как значения σ_y понизились до 100 МПа

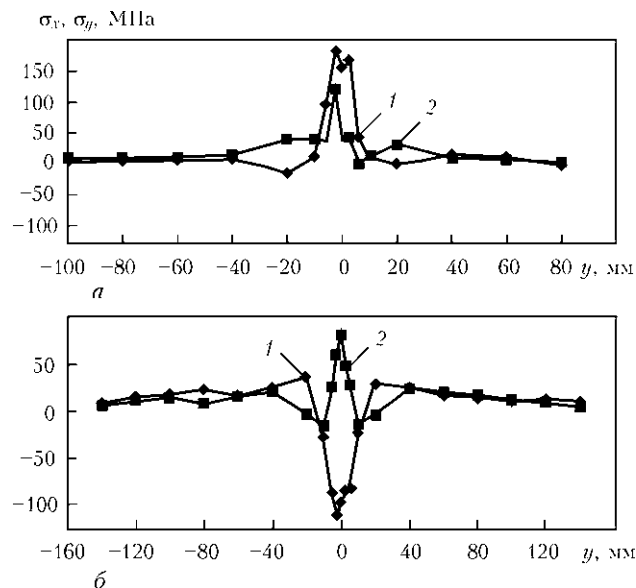


Рис. 5. Остаточное напряженное состояние в кольцевом сварном соединении из сплава АМг6 продольной (1) и поперечной (2) компоненты напряжений без упругопластического разжима (а) и после сварки с предварительным разжимом кромок (б)

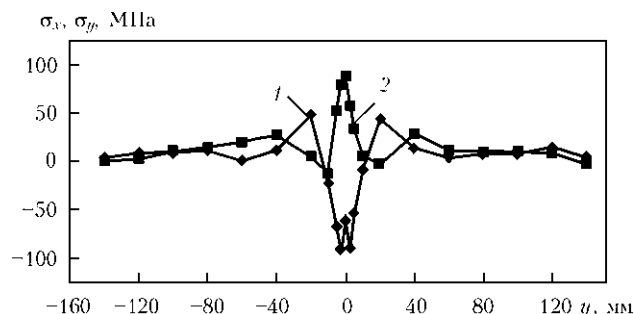


Рис. 6. Напряженное состояние в образце кольцевого соединения после ЭДО продольной (1) и поперечной (2) компоненты напряжений

(рис. 6), что сопоставимо с вариантом сварки в условиях разжима кромок (см. рис. 5, б).

Следует отметить, что особенностью метода разжима является то, что он является комплексом технологических воздействий на соединение, выполняемых как перед сваркой, так и в процессе ее выполнения. Для реализации метода необходимо обеспечить доступ для крепления внутри свариваемых кромок разжимного устройства, выполнения разжима и удаления приспособления.

ЭДО применяется после выполнения сварного соединения и для его реализации не требуется обеспечение доступа к внутренним полостям сварного кольцевого соединения. При этом трудоемкость ЭДО кольцевых соединений сопоставима с трудозатратами, связанными с использованием приспособления для разжима.

Таким образом, при сравнении распределения σ_x и σ_y для двух вариантов выполнения образцов кольцевых соединений, показанных на рис. 5, б и 6, можно заключить, что ЭДО можно применять в условиях, когда метод предварительного разжима кромок не может быть реализован.

Выводы

1. Разработана экспериментальная методика для оценки влияния предварительного разжима кромок и электродинамической обработки на изменение остаточного напряженного состояния кольцевых сварных соединений.

2. Установлено, что при предварительном разжиме свариваемых кромок кольцевого соединения из сплава АМг6, когда окружающие напряжения достигают предела текучести, имеет место переход растягивающих напряжений на внешней поверхности кольцевого шва до 175 МПа в сжимающие, значения которых достигали -125 МПа.

3. Показано, что при электродинамической обработке снижение продольной компоненты напряжений достигает более 100 %.

1. *Сварные строительные конструкции*. В 3 т.: Т. 1. Основы проектирования конструкций / Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, В. И. Труфяков и др. — Киев: Наук. думка, 1993. — 416 с.
2. *Research on residual stress reduction by a low frequency alternating magnetic field* / F. Tang, A. L. Lu, J. F. Mei et al. // J. Mater. Proc. Technol. — 1998. — 74. — P. 255–258.
3. Степанов Г. В., Бабуцкий А. И., Мамеев И. А. Перераспределение остаточных сварочных напряжений в результате обработки импульсным электромагнитным полем // Пробл. прочности. — 2004. — № 4. — С. 60–67.
4. Степанов Г. В., Бабуцкий А. И., Мамеев И. А. Нестационарное напряженно-деформированное состояние в длинном стержне, вызванное импульсами электрического тока высокой плотности // Там же. — 2011. — № 3. — С. 1231–131.
5. *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы* / Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Аврамов и др. — М.: МГИУ, 2001. — 844 с.
6. Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В. Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей. — Киев: Изд. Ин-та проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАНУ, 2008. — 504 с.
7. *Движение дислокаций в кристаллах NaCl при комбинированном воздействии механических и электромагнитных импульсов, создаваемых электронным пучком* / В. И. Альшиц, Е. В. Даринская, М. А. Легеньков и др. // Физ. твердого тела. — 1999. — 41, вып. 11. — С. 2004–2006.
8. *Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений* / Н. А. Пашин, А. В. Черкашин, О. Л. Миходуй и др. // Автомат. сварка. — 2012. — № 1. — С. 3–7.
9. *Ремонт судокорпусных конструкций из алюминиевого сплава АМг6 с применением электродинамической обработки* / Н. А. Пашин, В. П. Логинов, А. И. Бабуцкий и др. // Там же. — 2010. — № 9. — С. 39–41.
10. Лобанов Л. М., Савицкий В. В., Ткачук Г. И. Методика определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии // Там же. — 2006. — № 1. — С. 10–13.

Поступила в редакцию 04.06.2013



СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ ТИПА 35Л, ВЫПОЛНЕННЫХ МНОГОСЛОЙНОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКОЙ

С. М. КОЗУЛИН¹, И. И. ЛЫЧКО¹, Г. С. ПОДЫМА²

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

² НТУУ «Киевский политехнический институт». 03056, г. Киев, ул. Дашавская, 6/2. E-mail: meganom8@ukr.net

При многослойной электрошлаковой сварке тепло, выделяющееся в процессе выполнения каждого последующего слоя, воздействует на ранее заваренные участки разделки, производя их частичную термообработку и улучшая механические свойства. Цель работы — изучение влияния термического цикла на структуру и механические свойства сварного соединения при многослойной электрошлаковой сварке плавящимся мундштуком. Выполнены замеры термических циклов металла зоны термического влияния. Для изучения влияния эффекта автотермообработки на структуру и свойства сварных соединений проведены исследования, включающие макро- и микроанализ слоев сварных швов и их зоны термического влияния, а также механические испытания характерных участков сварных соединений. Установлено, что в зоне перегрева основного металла, не подвергавшегося повторному нагреву, величина зерна достигает N^2 и N^1 по ГОСТ 5639–82, а в зонах повторного нагрева (автотермообработки) — N^7 и N^8 . Твердость металла слоев и участков зоны термического влияния, подвергавшихся повторному нагреву, в среднем на 20 % ниже, чем участков зоны термического влияния с основным металлом, не подвергавшихся повторному нагреву. Показано, что при многослойной электрошлаковой сварке последовательно от одного края стыка к другому объем автотермообработки слоев многослойного электрошлакового шва достигает 38,4 %. При многослойной электрошлаковой сварке с наложением слоев от середины стыка к его краям, объем автотермообработки первого (центрального) слоя достигает 87 %, а остальных (за исключением наружных слоев) — 30...43 %. Установлено, что ширина зоны термического влияния мало зависит от удельной погонной энергии в исследуемом диапазоне ее значений. Библиогр. 19, рис. 10.

Ключевые слова: многослойная электрошлаковая сварка, термический цикл, автотермообработка, зона термического влияния, механические свойства, ударная вязкость

Качество сварного соединения в значительной мере зависит от структуры и свойств металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), которые определяются термическим циклом [1]. Помимо плавления и кристаллизации металла шва изменение температуры приводит к структурным превращениям, объемным изменениям, упруго-пластическим деформациям материала изделия, что при неблагоприятном термическом цикле в ЗТВ для углеродистой и легированной сталей вызывает появление хрупких закалочных структур, обуславливающих повышенную склонность металла этой зоны к трещинам и хрупкому разрушению сварного соединения в целом [2]. Поэтому при сварке углеродистых конструкционных сталей ставится задача получения равнопрочного сварного соединения.

Для термического цикла ЗТВ при электрошлаковой сварке (ЭШС) характерным является замедленный нагрев этой зоны, длительная выдержка ее при температурах перегрева и медленное последующее охлаждение в области температур перлитного, промежуточного и мартенситного превращений [2]. При многослойной электрош-

лаковой сварке (МЭШС) тепло, выделяющееся в процессе выполнения каждого последующего слоя, воздействует на ранее заваренные участки разделки, производя их частичную термообработку и улучшая механические свойства [3–5]. Это же тепло создает предварительный подогрев основного металла в незаваренной части разделки и снижает скорость охлаждения заваренной части стыка, что, как известно, создает благоприятные условия для ЭШС сталей с повышенным содержанием углерода. Исследования показали [5], что термические циклы металла ЗТВ при МЭШС имеют сложный характер и напоминают термический цикл металла при многослойной ручной сварке [1].

ЭШС, в отличие от известных способов сварки плавлением, характеризуется наиболее высокими погонными тепловложениями на единицу толщины свариваемого стыка [3], что приводит к резкому увеличению ширины ЗТВ и росту зерна в ней, зоны остаточных напряжений, а также большим деформациям. Это значительно влияет на точность геометрических размеров изделия после его восстановления. С увеличением толщины свариваемого металла сложнее уменьшать негативное воздействие указанных явлений на качество сварного соединения из-за увеличения объема



жидкой шлаковой и металлической ванн. Поэтому применение МЭШС можно считать более предпочтительным процессом для обеспечения качества сварного соединения, особенно при ремонте дорогостоящих крупногабаритных изделий, где важно сохранить их конструктивные размеры [4, 6–8].

Известно, что перекристаллизация структуры металла при нагреве выше критических точек приводит к измельчению зерна на участках перегрева ЗТВ и шва, а также снижению концентрации легирующих элементов и примесей на границах зерен [9]. В металле каждого предыдущего слоя наблюдается ЗТВ от наложения последующего слоя. В процессе выполнения каждого последующего слоя тепло, выделяющееся в зоне сварки, термообрабатывает металл предыдущего слоя и ЗТВ [4, 10]. Сведения о характере такой термообработки, ее влиянии на структуру и свойства сварных соединений при ЭШС пробковыми швами круглых сквозных отверстий диаметром 60 мм и глубиной 100 мм изложены в работе [5]. Показано, что ударная вязкость наплавленного металла, подвергавшегося сопутствующей нормализации, повышается в два раза, а участка перегрева ЗТВ, подвергавшегося перекристаллизации, увеличивается в 2,5...3 раза по сравнению с наплавленным металлом и ЗТВ последнего шва, которые не подвергались автотермообработке. На участках зоны перегрева, подвергавшихся нагреву в межкритическом интервале температур $A_{c1} - A_{c3}$, ударная вязкость повысилась в 1,5 раза.

Учитывая нетрадиционную форму разделки кромок для исследуемого способа МЭШС [11] и наличие не одного, а двух тепловых центров в шлаковой ванне [12], возникла необходимость изучения влияния эффекта автотермообработки на структуру и механические свойства сварных соединений сталей типа 35Л. Проведены исследования, включающие эксперименты с замером термических циклов металла ЗТВ, макро- и микроанализ слоев сварных швов и их ЗТВ, а также механические испытания характерных участков сварных соединений.

Один из образцов размером 290×940×520 мм из стали марки 34Л-ЭШ, которая широко применяется для изготовления электрошлаковым литьем вварных бандажей вращающихся печей [13], был заварен за четыре прохода двухэлектродным плавящимся мунштуком. МЭШС выполняли с удельной энергией $E_{св} = 110...170$ кДж/см². Заварку отверстий преднамеренно выполняли без предварительного подогрева образца. Замеры термических циклов осуществляли по методике, описанной в работе [3], с помощью шестиканального самопишущего прибора КСП-4 (рис. 1, а). Использовали вольфрамрениевые термопары марки ВР 5/20, которые устанавливали по осям прямо-

угольных отверстий разделки кромок под МЭШС на равноудаленном расстоянии от края одной из свариваемой кромок (рис. 1, б). Результаты замеров термических циклов металла ЗТВ приведены на рис. 2. Анализ термических циклов показал, что скорости охлаждения металла ЗТВ каждого слоя в интервале температур 600... 500 °C ($w_{6/5}$) не превышают критических значений для стали 35Л [14], а также уменьшаются по мере наложения слоев N (рис. 2, б). Согласно диаграмме структурных составляющих металла ЗТВ, приведенной в работе [15], опасность образования мартенсита в этой зоне отсутствует. Однако в начале выполнения первого слоя, т. е. при неуставившемся электрошлаковом процессе, происходит ускоренное охлаждение металла, что в условиях повышенной жесткости закрепления свариваемых кромок может привести к появлению трещин-отколов и трещин-надрывов [10, 16]. Эффективным средством предупреждения таких трещин для сталей, у которых углеродный эквивалент $C_{экв} > 0,5$, является предварительный и сопутствующий подогрев свариваемых кромок до температуры 150...200 °C [10]. При МЭШС сопутствующий подогрев свариваемых кромок можно не

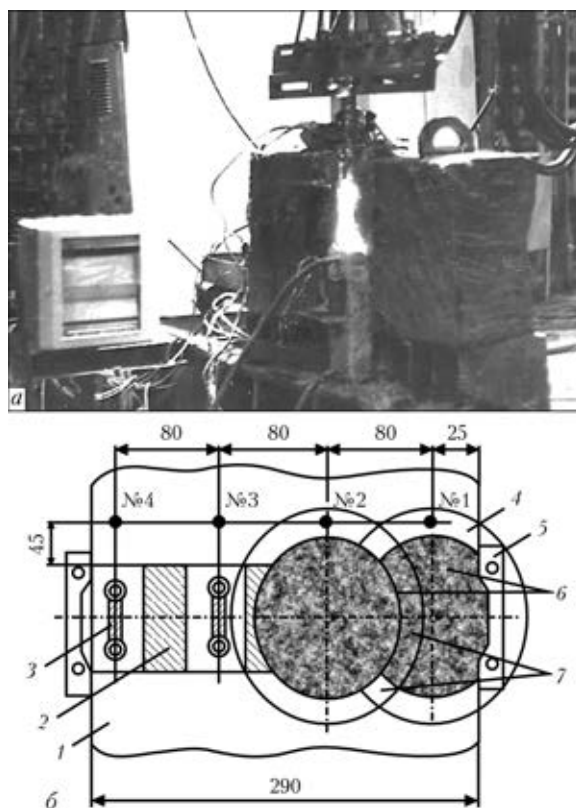


Рис. 1. Фрагмент измерения термических циклов металла ЗТВ (а) и схема размещения термопар в образце из стали 34Л-ЭШ (б): 1 — свариваемая кромка; 2 — формирующая пластина; 3 — плавящийся мунштук; 4 — ЗТВ; 5 — водоохлаждаемая накладка; 6 — слои многослойного электрошлакового шва; 7 — зоны повторного нагрева (автотермообработки); № 1 ... 4 — порядковые номера точек установки термопар

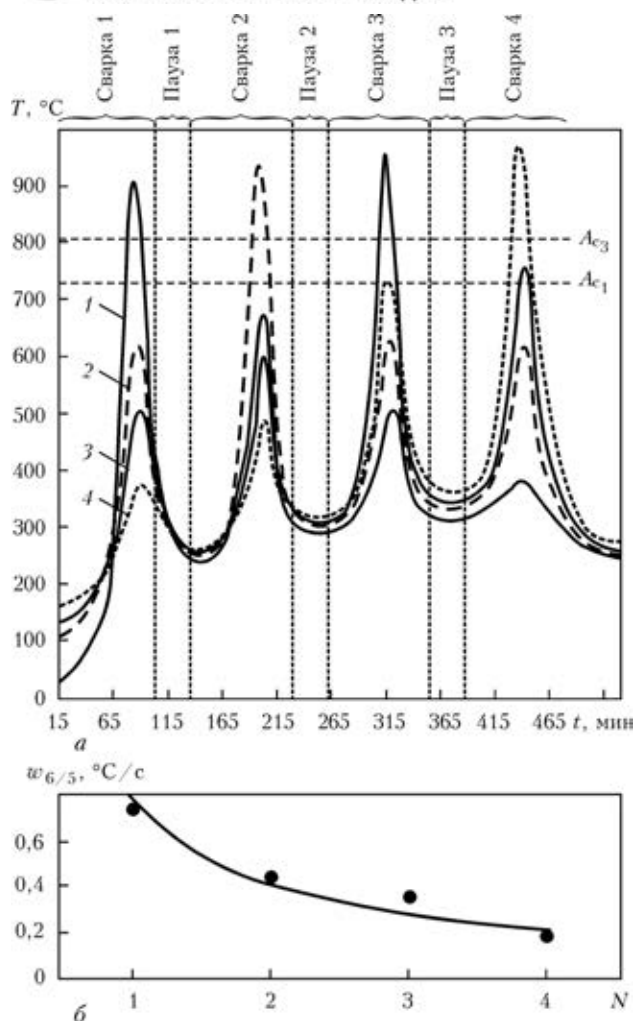


Рис. 2. Термические циклы металла ЗТВ при выполнении МЭШС плавящимся мундштуком (а) и зависимость скорости охлаждения металла ЗТВ от количества выполненных слоев шва (б): 1–4 — термические циклы металла ЗТВ, соответствующие номерам термпар; A_{c1} и A_{c3} — температуры критических точек

делать, так как в процессе сварки периодический подогрев свариваемого изделия происходит за счет тепла, выделяющегося при выполнении предыдущих слоев (рис. 2, а).

При проведении анализа обнаружена многослойная макроструктура шва, для которой характерна столбчатая кристаллизация с преимущественным развитием осевых кристаллов. В первом слое шва обнаружены тонкие кристаллы, малого сечения, а также встречаются равноосные кристаллы. Во втором слое кристаллы вытянутые, у зоны сплавления укрупненные. В третьем слое обнаружены более крупные кристаллы, ветвистые. В четвертом слое наблюдаются самые крупные ветви кристаллов. Такое строение кристаллов характерно для электрошлаковых процессов. В исследуемом случае изменение формы кристаллов в последовательности выполнения слоев многослойного шва вызвано постепенным теплонасыщением образца и соответственным уменьшением

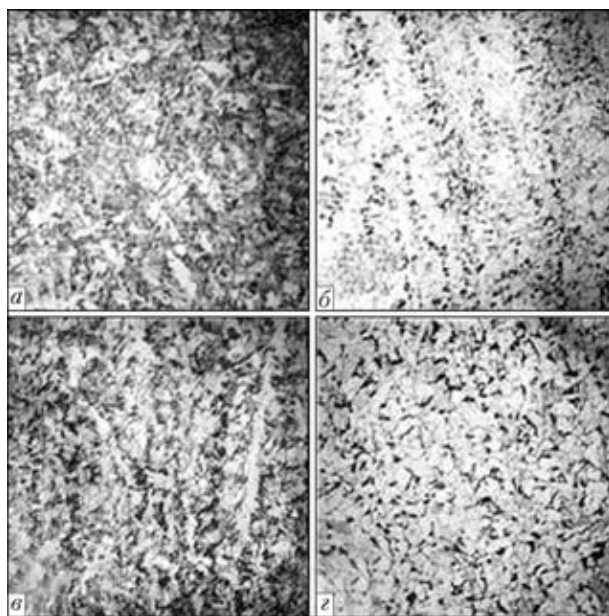


Рис. 3. Микроструктуры ($\times 100$) границ раздела ЗТВ и наплавленного металла (сталь 34Л-ЭШ): а–в — 1–3-го слоев; г — металл 2-го, подвергавшийся повторному нагреву выше температуры точки A_{c3} при выполнении 3-го

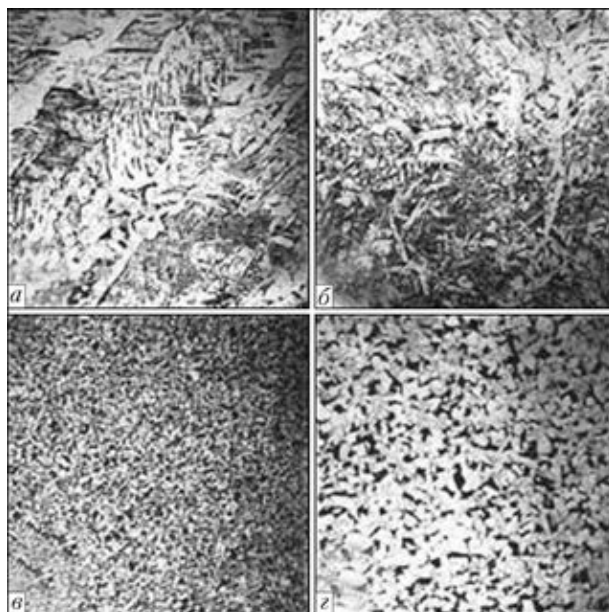


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 100$) основного и наплавленного металла слоев многослойного шва, выполненного МЭШС (сталь 35Л): а — наплавленный металл; б — зона сплавления; в — наплавленный металл слоя, подвергавшийся повторному нагреву выше температуры точки A_{c3} ; г — основной металл

скорости охлаждения кристаллизующегося металла слоев.

Исследование микроструктуры металла слоев многослойных электрошлаковых швов показало, что в зоне перегрева основного металла, не подвергавшегося повторному нагреву, величина зерна достигает N^2 и N^1 по ГОСТ 5639–82 (рис. 3, а–в). В зонах повторного нагрева (автотермообработки) величина зерна соответствует N^7 и N^8 (рис. 3, г, рис. 4, в).

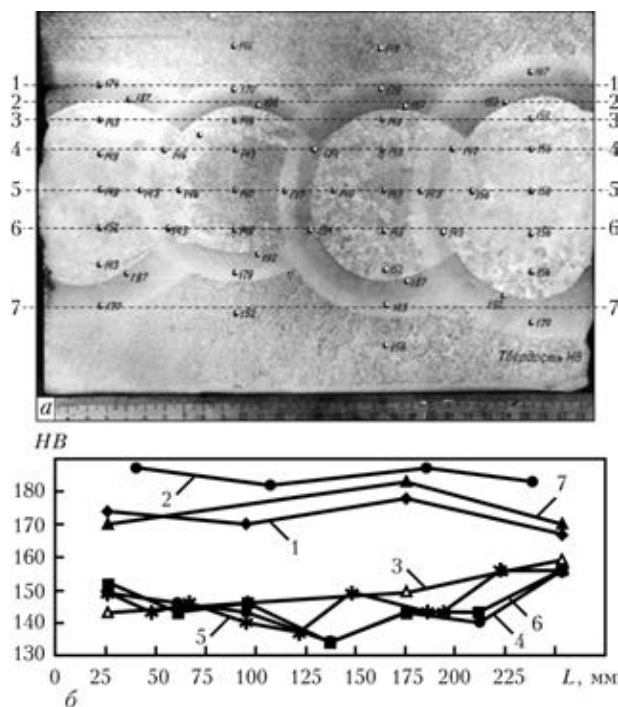


Рис. 5. Макроструктура поперечного сечения многослойного электрошлакового шва на глубине 120 мм от поверхности образца из стали 34Л-ЭШ (а) и характер изменения твердости по его зонам (б): 1, 2 и 7 — линии замеров твердости по зонам перегрева слоев шва; 3 — то же в периферийных частях слоев; 4–6 — то же по центру многослойного шва

Анализ микро- и макроструктур показал, что аналогично данным, приведенным в работе [5], одни части предыдущих слоев и их ЗТВ при выполнении последующих нагревались выше температуры, соответствующей точке A_{c1} , т. е. проходили термообработку в виде нормализации, а другие проходили термообработку в междукритическом интервале температур $A_{c1} - A_{c2}$. Для стали 34Л-ЭШ (аналог сталь 35Л) температуры критических точек $A_{c1} = 730$, $A_{c2} = 802$ °С [17]. Поэтому металл слоев и их ЗТВ, попавших в зону нормализации, должны были пройти полную перекристаллизацию и иметь мелкозернистую структуру [5, 18], а также обладать улучшенными механическими свойствами [10, 18]. В связи с этим при выполнении МЭШС стремятся к максимальному перекрытию зоной нормализации участков перегрева предыдущих слоев.

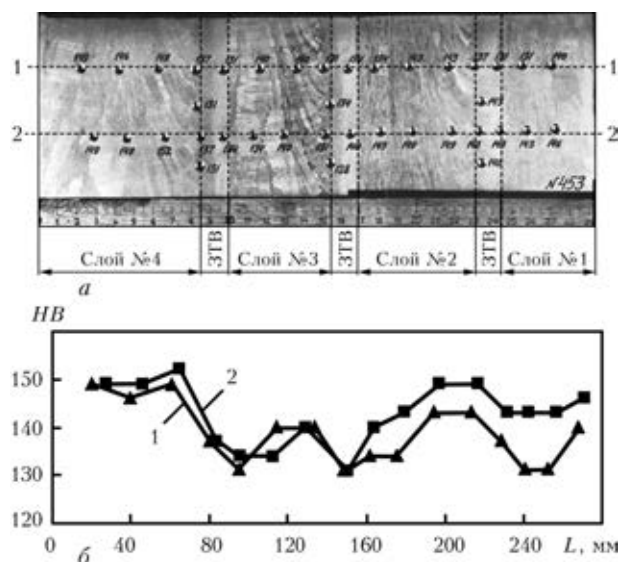


Рис. 6. Макроструктура центральной части продольного сечения многослойного электрошлакового шва на образце из стали 34Л-ЭШ (а) и характер изменения твердости по его зонам (б): 1 и 2 — линии замеров твердости; №1...4 — последовательность выполнения слоев шва

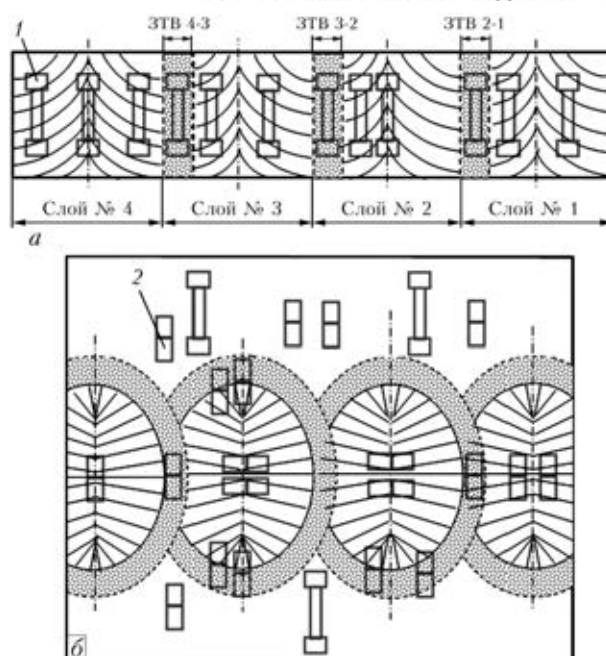


Рис. 7. Схема вырезки образцов для проведения механических испытаний сварных соединений, выполненных МЭШС: а — продольный; б — поперечный темплет многослойного электрошлакового шва; 1, 2 — образцы для испытаний на статическое растяжение («гагаринские») и ударный изгиб («менаже») соответственно

Для оценки влияния эффекта автотермообработки на изменение твердости металла сварного соединения производили ее замеры по участкам перегрева ЗТВ между основным и наплавленным металлом, а также по центру наплавленного металла. Анализ полученных результатов показал, что характер изменения твердости металла многослойных электрошлаковых швов имеет общую закономерность. На рис. 5 и 6 показано изменение твердости в характерных зонах поперечного и продольного сечений многослойного электрошлакового шва. Видно, что твердость на участке перегрева каждого слоя, не подвергавшегося повторному нагреву, достигает максимальной величины соответствующей твердости зоны перегрева последнего слоя (рис. 5, линии замеров 1, 2 и 7). Участки, подвергавшиеся автотермообработке и расположенные в центральной части многослойного шва, имеют наименьшие значения твердости, которые фактически соответствуют твердости основного металла (рис. 5, линии замеров

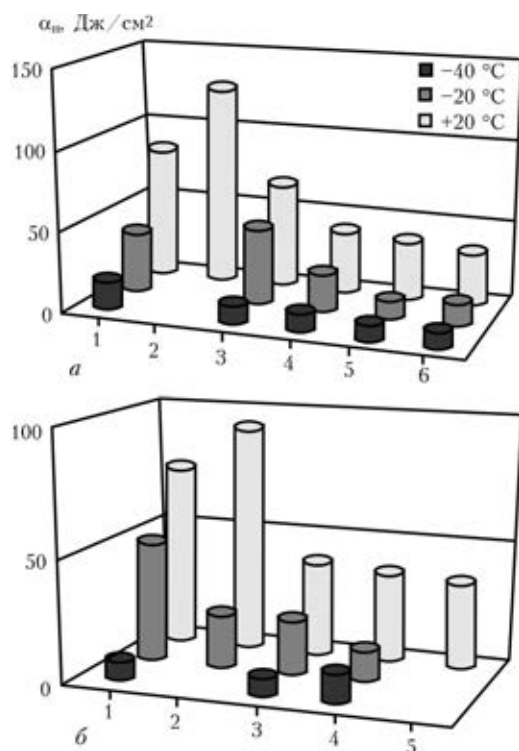


Рис. 8. Ударная вязкость сварных соединений и основного металла: а — сталь 35Л (1 — наплавленный металл; 2 — ЗТВ в наплавленном металле; 3 — зона перегрева на расстоянии 0,75... 3,0 мм от линии сплавления; 4 — зона нормализации на расстоянии 10...15 мм от линии сплавления; 5 — основной металл; 6 — ГОСТ 977-88); б — сталь 34Л-ЭШ (1 — наплавленный металл; 2 — ЗТВ в наплавленном металле; 3 — зона нормализации на расстоянии 8...12 мм от линии сплавления; 4 — основной металл; 5 — ТУ 22102-61-81)

3–6). Разница между значениями твердости на участке перегрева и центральной части наплавленного металла составляет в среднем $HB\ 20...30$. Твердость наплавленного металла в слоях многослойного шва, подвергавшихся повторному нагреву, изменяется с одинаковой разницей значений ($HB\ 5...10$) и имеет меньшую величину по сравнению с твердостью металла последних выполненных слоев, не подвергавшихся повторному нагреву (рис. 6). Установлено, что твердость металла слоев и участков ЗТВ, подвергавшихся повторному нагреву в среднем на 20 % ниже, чем участков ЗТВ с основным металлом, не подвергавшихся повторному нагреву.

Для определения механических свойств многослойных сварных соединений из образцов были вырезаны поперечные и продольные темплеты толщиной 50 мм. Образцы для проведения испытаний характерных участков сварных соединений на растяжение и ударный изгиб (ГОСТ 6996-66) вырезали согласно схемам, показанным на рис. 7. Результаты испытаний показали, что прочностные характеристики сварных соединений сталей 35Л и 34Л-ЭШ, заваренных МЭШС, в целом соответствуют требованиям нормативной документации [19]. Пластичность металла слоев швов

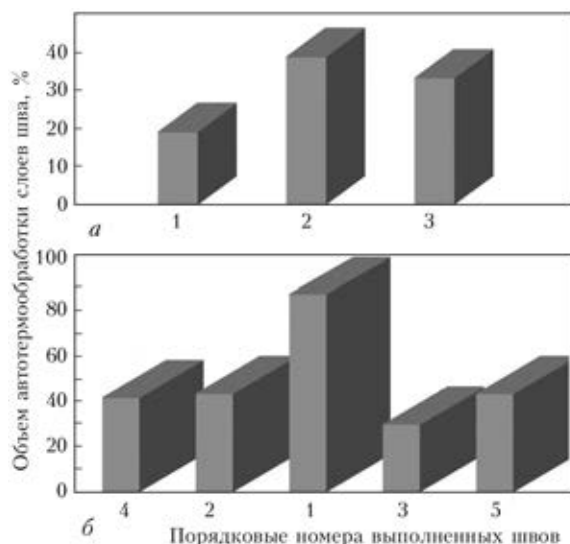


Рис. 9. Зависимость объемов автотермообработки слоев многослойного электрошлакового шва от порядка их выполнения: а — последовательно от одного края стыка к другому; б — то же от середины стыка к краям

имеет повышенные значения, особенно в зонах подвергавшихся сопутствующей автотермообработке. Результаты испытаний сварных соединений на ударный изгиб показали следующее. Ударная вязкость α_n в зонах наплавленного металла, прошедших сопутствующую автотермообработку, превышает значения результатов испытаний основного металла, а также нормативные требования, в 2...4 раза (рис. 8). Значения α_n металла в ЗТВ слоев шва на границе сплавления с основным металлом соответствуют результатам испытаний основного металла.

Для количественной оценки действия эффекта автотермообработки на металл и соответствующие ЗТВ выполненных слоев были проведены замеры ширины ЗТВ, а также площадей зон, прошедших повторный нагрев. Измерения осуществляли следующим образом. Сканированные фотографии поперечных макрошлифов помещали на рабочий стол компьютерной программы «КОМ-РАС-3D V8» с соблюдением масштаба. Затем по визуально наблюдаемым линиям сплавления и границам ЗТВ строили замкнутые кривые Безье, с помощью которых определяли площади исследуемых участков с точностью $0,01\text{ мм}^2$. Установлено, что при МЭШС последовательно от одного края стыка к другому объем автотермообработки слоев многослойного электрошлакового шва достигает 38,4 % (рис. 9). При МЭШС с наложением слоев от середины стыка к его краям, объем автотермообработки первого (центрального) слоя достигает 87 %, а остальных (за исключением наружных слоев) — 30...43 %. Следовательно, для повышения качества сварного соединения, полученного с применением МЭШС, наиболее предпочтительным является прием наложения слоев взброс от середины стыка к его краям.

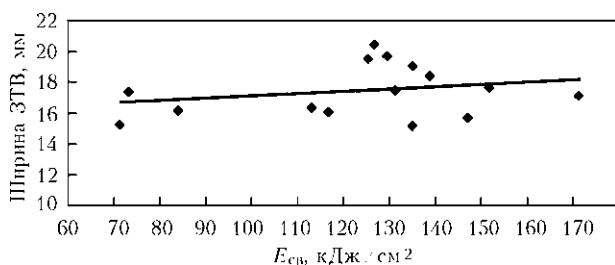


Рис. 10. Зависимость ширины ЗТВ от удельной энергии МЭШС

Проведенные замеры показали, что ширина ЗТВ постепенно увеличивается в направлении от первого слоя к последнему и достигает 14...20 мм. Ширина ЗТВ наружных (последних выполненных) слоев достигает 22,6 мм, что объясняется наличием краевого эффекта [1].

Для оценки влияния удельной энергии МЭШС на ширину ЗТВ построена зависимость (рис. 10), из которой следует, что ширина ЗТВ мало зависит от $E_{\text{св}}$ в исследуемом диапазоне ее значений. Полученную зависимость можно использовать для прогнозирования объемов автотермообработки слоев многослойного шва.

Выводы

1. Установлено, что в результате действия эффекта автотермообработки слоев многослойного шва происходит перекристаллизация структуры, способствующая измельчению зерна на участке перегрева ЗТВ и слоев шва.

2. Механические испытания характерных участков сварных соединений, выполненных МЭШС, показали, что в этих зонах произошло улучшение механических свойств. Ударная вязкость α_n в зонах наплавленного металла, прошедших сопутствующую автотермообработку, превышает значения результатов испытаний основного металла, а также нормативные требования, в 2...4 раза. Значения α_n металла в ЗТВ слоев шва на границе сплавления с основным металлом соответствуют результатам испытаний основного металла.

Таким образом, в процессе ремонта разрушившихся деталей на месте их эксплуатации с помощью МЭШС можно ограничиться проведением местного высокого отпуска, что наиболее важно при выполнении таких работ в монтажно-полевых условиях.

3. Ширина ЗТВ мало зависит от удельной погонной энергии процесса в исследуемом диапазоне ее значений. Показано, что ширина ЗТВ

увеличивается в направлении от первого слоя к последующим и достигает 14...20 мм.

1. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1954. — 296 с.
2. Макара А. М., Готальский Ю. Н. Исследование термического цикла околошовной зоны при электрошлаковой сварке в связи с задачей сварки закаляющихся сталей // Автомат. сварка. — 1955. — № 5. — С. 25–32.
3. Суцук-Слюсаренко И. И. Компенсация деформаций при электрошлаковой сварке // Там же. — 1964. — № 1. — С. 28–33.
4. Суцук-Слюсаренко И. И. Электрошлаковая сварка и наплавка. — М.: Изд-во ВИНТИ. — Т.9. — 81 с.
5. Фильченков Д. И., Козулин М. Г. Расчет термического цикла для металла околошовной зоны при электрошлаковой сварке пробковыми швами // Свароч. пр-во. — 1979. — № 1. — С. 1–2.
6. Электрошлаковая сварка и наплавка в ремонтных работах / И. И. Суцук-Слюсаренко, И. И. Лычко, М. Г. Козулин, В. М. Семенов. — Киев: Наук. думка, 1989. — 112 с.
7. Суцук-Слюсаренко И. И., Вергела А. Г., Шевченко Н. Т. Электрошлаковая заварка трещин // Автомат. сварка. — 1969. — № 4. — С. 72–73.
8. Козулин С. М., Лычко И. И. Деформации сварных соединений при многослойной электрошлаковой сварке // Там же. — 2011. — № 1. — С. 26–31.
9. Земзин В. Н., Шрон Р. З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1978. — 367 с.
10. Электрошлаковая сварка / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: Машгиз, 1959. — 410 с.
11. Юценко К. А., Козулин С. М. Особенности технологии ремонта дефектов крупных деталей агрегатов машиностроения на месте их эксплуатации электрошлаковой сваркой // Материалы III науч.-техн. конф. «Сварочное производство в машиностроении: перспективы развития», 2–5 окт. 2012 г. / Под общ. ред. Н. А. Макаренко. — Краматорск: ДГМА, 2012. — С. 25–26.
12. Козулин С. М. Выбор формы разделки кромок при ремонте сквозных трещин многослойной электрошлаковой сваркой // Автомат. сварка. — 2011. — № 3. — С. 41–45.
13. Козулин С. М., Лычко И. И., Козулин М. Г. Методы восстановления бандажей вращающихся печей (Обзор) // Там же. — 2007. — № 10. — С. 40–47.
14. Попов А. А., Попова Л. Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.: Машгиз, 1961. — 430 с.
15. Шоршоров М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
16. Макара А. М., Ковалев Ю. Я., Новиков И. В. Надрывы в околошовной зоне при электрошлаковой сварке конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1972. — № 5. — С. 1–5.
17. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин и др. / Под общ. ред. В. Г. Сорокина. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
18. Лившиц Л. С. Металловедение для сварщиков. — М.: Машиностроение, 1979. — 253 с.
19. ГОСТ 9770–88. Отливки стальные. Общие технические условия. Межгосударственный стандарт. — Введ. 01.01.90.

Поступила в редакцию 30.05.2013



ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ ИЗГОТОВЛЕНИЯ НИЗКОВОДОРОДНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ НА СОДЕРЖАНИЕ ВОДОРОДА В НАПЛАВЛЕННОМ МЕТАЛЛЕ

А. Е. МАРЧЕНКО, Н. В. СКОРИНА

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

Отделу ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины «Физико-химические процессы в сварочной дуге», которым руководит академик НАН Украины, д-р техн. наук, профессор И. К. Походня, в 2012 г., исполнилось 50 лет. Наряду с работами в области металлургии дуговой сварки и разработкой сварочных материалов, значительный объем исследований, выполненных сотрудниками отдела в течение этого периода, касается совершенствования технологии механизированного производства сварочных электродов. Они дали возможность выяснить природу явлений, лежащих в основе технологических процессов изготовления этого вида массовой продукции, а также улучшить металлургические, технологические, эксплуатационные характеристики электродов и повысить их качество. Ниже изложены результаты исследований влияния таких технологических факторов изготовления низководородных электродов, как состав и доза жидкого стекла в обмазочной массе, его взаимодействия с мрамором в электродном покрытии, а также органических гидроколлоидов (карбоксиметилцеллюлозы и альгинатов) на дегидратацию электродного покрытия и содержание водорода в наплавленном металле. Установлено, что щелочные гидросиликаты, остающиеся в электродном покрытии после обезвоживания его жидкостекольной связки в ходе термообработки электродов, являются потенциальным источником водорода в наплавленном металле. Между водоудерживающей способностью натриево-калиевых гидросиликатов, зависящей от величины модуля и соотношения $\text{Na}_2\text{O}:\text{K}_2\text{O}$, потенциальным содержанием водорода в покрытии и содержанием водорода в наплавленном металле имеется прямая взаимосвязь. Однако при оценке степени «усвоения» потенциального водорода наплавленным металлом следует учитывать возможное влияние содержащихся в гидросиликате ионов калия и натрия на выведение фтора из реакции образования фтористого водорода и на кинетические условия сорбции и десорбции водорода каплей электродного металла. Порошок мрамора, содержащийся в электродном покрытии, и жидкое стекло, являющееся связкой покрытия, гетерофазно взаимодействуют друг с другом. Поступающие при этом в жидкостекольную связку ионы кальция понижают водоудерживающую способность щелочных гидросиликатов. Продукты взаимодействия на поверхности мраморных частиц задерживают их термическую диссоциацию до более высоких температур в сравнении с температурой диссоциации чистого кальцита. И то и другое способствует снижению содержания водорода в наплавленном металле. Органические гидроколлоиды, такие как натриевые модификации карбоксиметилцеллюлозы (КМЦ) и альгинаты натрия или калия, сорбируются поверхностью частиц мрамора, блокируя доступ к ней жидкого стекла, и подавляют гетерофазный переход в него ионов кальция. Это благоприятно влияет на технологические свойства обмазочных масс, но одновременно повышает водоудерживающую способность щелочных гидросиликатов в электродном покрытии и содержание водорода в наплавленном металле. Из кальцийсодержащих модификаций КМЦ и альгинатов ионы кальция способны переходить в жидкостекольную связку так же, как из поверхности частиц кальцита. Поэтому их следует рассматривать как технологические добавки, которые не только повышают пластичность обмазочных масс, но и понижают потенциальное содержание водорода в покрытии и содержание водорода в наплавленном металле. Библиогр. 15, табл. 6, рис. 7.

Ключевые слова: ручная дуговая сварка, сварочные электроды, электродное покрытие, жидкое стекло, водород в наплавленном металле, холодные трещины, технологические причины снижения водорода

Факторы, влияющие на содержание водорода в наплавленном металле, условно делят на металлургические и технологические. Металлургические — определяют термодинамические и кинетические условия процесса растворения водорода в расплавленном металле (парциальное давление водорода в атмосфере дуги, его растворимость в металле и шлаке, температура и величина удельной поверхности, разграничивающей расплавленный металл и водородосодержащую газовую или шлаковую фазы, продолжительность взаимодействия расплава с окружающей средой и др.). Технологические — характеризуют интенсивность

источников водорода, поступающего в зону сварки и наплавленный металл. Включают потенциальное содержание водорода в покрытии, дифференцированное по силе связи с материалами покрытия, в том числе в виде:

конституционной влаги минеральных составляющих;

остаточной влаги щелочносиликатной связки; остатков органоколлоидных пластифицирующих добавок;

влаги, абсорбированной покрытием из воздуха в процессе хранения электродов;

атмосферной влаги, проникающей в зону дуги из воздуха.



В принципе, они дополняют друг друга и при оценке результатов наводороживания наплавленного металла должны рассматриваться совместно. Влияние технологических факторов становится весьма существенным, когда речь идет об электродах, способных обеспечить содержание водорода ниже 5 мл/100 г наплавленного металла, определенное ртутным или хроматографическим методом.

Основной источник водорода — сухой остаток связующего, состоящий из щелочных гидросиликатов разной степени обезвоживания. Он и в определенной мере материалы наполнителя (органические, рудоминеральные составляющие с конституционной влагой, ферросплавы) выполняют эту функцию если водород, изначально находящийся в их составе, не выводится из них при температуре 400 °С, используемой для прокаливания низководородных электродов.

Водоудерживающая способность щелочных гидросиликатов зависит от химического состава. По отношению к органическим ингредиентам они выступают как антипирены. Рудоминеральные составляющие могут замедлять или ускорять дегидратацию щелочных гидросиликатов в зависимости от их вещественного, зернового состава и от того, насколько температурный диапазон их дегидратации облегчает протекание реакции поликонденсации кремнекислородных анионов щелочных гидросиликатов в покрытии.

Водоудерживающая способность щелочных гидросиликатов и содержание водорода в наплавленном металле. Содержащаяся в жидких стеклах свободная влага (собственно растворитель силиката) испаряется при выдержке на воздухе (комнатная температура), а связанная со щелочным гидросиликатом — сохраняется в затвердевшем остатке. Часть ее в виде молекул воды координируется в гидратной оболочке щелочных катионов, другая — в виде гидроксильных групп входит в структуру кремнекислородных анионов (ККА). По мере повышения температуры оба вида влаги выводятся из щелочного гидросиликата,

Таблица 1. Термокинетические характеристики дегидратации натриевых, калиевых и натриево-калиевых гидросиликатов

Вид гидросиликата	Показатели дегидратации	
	T_s , °С	E , кДж/моль
$\text{Na}_2\text{O} \cdot 3,0\text{SiO}_2$	115	3,1
$\text{K}_2\text{O} \cdot 3,2\text{SiO}_2$	140	10,0
$0,7\text{Na}_2\text{O} \cdot 0,3\text{K}_2\text{O} \cdot 2,7\text{SiO}_2$	125	4,4
$0,7\text{Na}_2\text{O} \cdot 0,3\text{K}_2\text{O} \cdot 2,9\text{SiO}_2$	95	1,5
$0,7\text{Na}_2\text{O} \cdot 0,3\text{K}_2\text{O} \cdot 3,0\text{SiO}_2$	120	2,5
Примечание. T_s и E — температура максимальной скорости и энергия активации процесса дегидратации.		

первый легче, чем второй. Поэтому при температуре выше 400 °С (вплоть до расплавления), в нем остается преимущественно гидроксильная влага ККА.

Выведение влаги из структуры ККА происходит по реакции поликонденсации, а влага считается не только ее продуктом, но и катализатором. В кинетическом плане реакция проходит легче, а процесс дегидратации осуществляется полнее, если выделяющаяся влага не сразу выводится из материала, а какое-то время контактирует с конденсирующимися анионами, участвуя в их перегруппировках. Она идет тем труднее, чем больше полимеризован анион. Поэтому в высокополимеризованных ККА, например, калиевых, рубидиевых и цезиевых силикатов, несмотря на более высокую их проницаемость для выводимого в ходе обезвоживания водяного пара, остается, тем не менее, больше влаги, нежели в литиевых и натриевых гидросиликатах, подвергнутых такой же термообработке. Это подтверждается сравнением энергий активации дегидратации калиевых и натриевых гидросиликатов (табл. 1), найденных нами путем обработки результатов термогравиметрического анализа по методу, изложенному в [1]. Соответственно оказывается большей остаточная влажность покрытия, изготовленного с применением таких стекол, а также более высоким содержание диффузионного водорода в наплавленном металле $[\text{H}]_{\text{диф.н.м}}$ (табл. 2).

В известной мере увеличению содержания $[\text{H}]_{\text{диф.н.м}}$ должны способствовать потери фтора при плавлении покрытия, вызванные образованием фторидов щелочных металлов, вероятность которого возрастает при переходе от литиевого стекла к цезиевому.

Влияние модуля M на водоудерживающую способность и остаточную влажность натриево-калиевых гидросиликатов тоже объясняется наличием двух видов содержащейся в них влаги. Доля влаги, связанной со щелочными катионами,

Таблица 2. Влияние вида жидкого стекла на влажность покрытия и содержание водорода в наплавленном металле (глицериновый метод)

Вид жидкого стекла	C_M , моль/100 г	$W_{\text{т.}}^*$, %	Массовая доля в наплавленном металле, %		$[\text{H}]_{\text{диф.}}^*$, мл/100 г наплавленного металла
			Mn	Si	
$\text{Li}_2\text{O} \cdot 3,5\text{SiO}_2$	0,030	0,10	1,45	0,60	3,9
$\text{Na}_2\text{O} \cdot 3,0\text{SiO}_2$	0,030	0,10	1,40	0,50	5,1
$\text{K}_2\text{O} \cdot 3,0\text{SiO}_2$	0,030	0,30	1,40	0,40	6,1
$\text{Cs}_2\text{O} \cdot 3,1\text{SiO}_2$	0,015	0,30	1,10	0,30	8,3
Примечание. C_M — молярная доля силиката в покрытии; $W_{\text{т.}}$ — остаточная влажность покрытия; $[\text{H}]_{\text{диф.}}$ — среднее значение результатов трех параллельных измерений.					



уменьшается по мере увеличения модуля, а в структуре ККА растет. Результирующий эффект описывается экстремальной кривой, минимум которой приходится на модуль, примерно равный 3,0 ед. [2]. Ему соответствуют и минимальные значения термокинетических характеристик дегидратации (см. табл. 1). Содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$ должно зависеть еще и от доли сухого остатка жидкого стекла в покрытии, которое обычно уменьшается по мере увеличения модуля. Комбинированные гидросиликаты $0,7Na_2O \cdot 0,3K_2O \cdot MSiO_2$ обладают меньшей водоудерживающей способностью, нежели чистые натриевые или калиевые аналоги, поскольку реакция их поликонденсации происходит легче и полнее, нежели чистых компонент, из которых они состоят [2].

Мы объяснили это повышением в комбинированных гидросиликатах вероятности встреч разных структурных форм ККА, находящихся в поле действия катионов натрия и калия, в результате поликонденсации которых высвобождается связанная вода.

Наполнитель разобщает фрагменты связывающего в покрытии электродов, которые участвуют в реакции поликонденсации, и, как правило, затрудняет выведение влаги из покрытия при прокаливании электродов. В структуре многих наполнителей электродных обмазочных масс присутствует влага, значительная часть которой сохраняется при температуре прокаливании низководородных электродов. Тем не менее, при благоприятных сочетаниях интервалов обезвоживания, выделение этой влаги в какой-то мере может облегчить протекание реакции поликонденсации щелочных гидросиликатов [2]. Конституционная влага таких алюмосиликатов, как слюда-муско-

вит, каолин и тальк, остается в их структуре после прокаливании электродов и способствует повышению содержания $[H]_{\text{диф.н.м}}$. Исключением является синтетическая слюда, в структуре которой гидроксильные ионы в ходе ее пирогенного синтеза замещаются фтором [3].

С учетом изложенного можно уточнить представления о влиянии состава и дозы жидкого стекла на содержание водорода в металле, наплавленном низководородными электродами, используя результаты исследований, полученные в [4].

Опытные электроды, близкие по составу покрытия к электродам УОНИ-13/55, изготавливали с использованием натриево-калиевых ($M = 2,7 \dots 3,4$ ед.) и калиево-натриевых ($M = 2,7 \dots 3,1$ ед.) жидких стекол с разной плотностью (табл. 3). Электроды, изготовленные на натриево-калиевом жидком стекле и обозначенные индексами С и D, прокачивали при 400 °С в течение 30, 60 и 120 мин, что давало возможность оценить кинетику дегидратации покрытия. Электроды серий А и В, изготовленные на калиево-натриевом жидком стекле, прокачивали при той же температуре в течение 30 и 120 мин. W_T оценивали, нагревая навеску в токе кислорода при 1100 °С (метод МИС), а $[H]_{\text{диф.н.м}}$ — глицериновым методом [4].

Массовая доля W_T изменялась от 0,07 до 0,5 %, а содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$ — пропорционально влажности покрытия, в пределах от 2,6 до 12 мл/100 г наплавленного металла. Взаимосвязь между $[H]_{\text{диф.н.м}}$ и W_T можно описать линейными уравнениями регрессии, которые приведены в табл. 3, судя по которым прямые $[H]_{\text{диф.н.м}} = f(W_T)$ различаются между собой наклоном к оси абсцисс и смещены друг относительно друга по вертикали. При одной и той же влажности покрытия (нап-

Таблица 3. Состав, характеристики и массовая доля жидкого стекла в покрытии опытных электродов

Серия электродов и массовая доля $Na_2O + K_2O$ в покрытии, %	Вид стекла	Модуль, ед.	Плотность, г/см ³	Массовая доля жидкого стекла, %	$[H]_{\text{диф.н.м}} = f(W_T)$
А 3,10...3,60	Калиево-натриевое	2,7	1,40	27	$[H]_{\text{диф.н.м}} = 1,08 + 18,60 W_T$
		2,9			
		3,1			
В 3,30...3,80		2,9	1,36	30	$[H]_{\text{диф.н.м}} = 0,20 + 24,40 W_T$
			1,40		
			1,44		
С 2,45...2,85		2,7	1,40	27	$[H]_{\text{диф.н.м}} = 1,05 + 17,85 W_T$
		3,1			
		3,4			
D 2,85...3,40	Натриево-калиевое	2,9	1,36	30	$[H]_{\text{диф.н.м}} = 1,30 + 21,10 W_T$
			1,40		
			1,44		
			1,48		



пример, 0,2 %) содержание водорода изменяется от 4,80 до 6,40 мл/100 г наплавленного металла, т. е. на 30 %. Когда речь идет о низких содержаниях водорода, такой разброс следует рассматривать, как весьма существенный.

Для выяснения его причин мы воспользовались изложенными ниже приемами. Будем полагать, что вся влага покрытия сосредоточена в остатке щелочного гидросиликата. С изменением состава и дозы жидкого стекла в покрытии электродов одновременно изменялась доля и степень гидратации силиката в покрытии прокаленных электродов, т. е. количество связанной с ним влаги. В физической химии влажность отсчитывают от сухого вещества и представляют в молярном исчислении как количество молей воды, приходящихся на моль обезвоженного силиката, ϖ . Количество молей силиката в покрытии находят как частное от деления массы сухого остатка на его молекулярную массу. Количество молей H_2O рассчитывают как частное от деления массы влаги, сохраняющейся в силикате, на молекулярную массу воды.

Недостающие в [4] данные (сухой остаток силиката и его молярное влагосодержание в зависимости от вида, модуля и плотности жидких стекол) рассчитали, пользуясь формулами, приведенными в [5], преобразовав их, руководствуясь правилом аддитивности, для комбинированных жидких стекол:

$$\frac{1}{\rho - \rho_0} = \frac{\varpi + \omega_0}{b}, \quad (1)$$

где ρ и ρ_0 — плотность жидкого стекла и растворителя (для воды равна единице); b и ω_0 — константы, аддитивно зависящие от состава щелочного силиката; $b = 4,701 + 2,130M$; $\omega_0 = 1,109 + 1,537M$ (натриево-калиевые стекла); $b = 5,082 + 2,050M$; $\omega_0 = 0,750 + 1,780M$ (калиево-натриевые стекла).

Вычисленное по формуле (1) значение ϖ в сумме с молекулярной массой силиката представляет собой массу жидкого стекла в покрытии, а доля в ней молекулярной массы силиката — сухой остаток жидкого стекла. Зная дозу жидкого стекла в обмазочной массе, вычисляли массовую долю силиката (сухого остатка) в покрытии. Она остается по мере обезвоживания покрытия в ходе прокаливания электродов без изменений в массовом и молярном исчислении. Уменьшается лишь W_T , определяемая в ходе экспериментов [4].

На рис. 1 приведена полученная в результате выполненных нами расчетов зависимость содержания $[H]_{\text{диф.н.м}}$ от молярного влагосодержания гидросиликата покрытия электродов, прокаленных в течение выбранных промежутков времени

при 400 °С. Видно, что при такой интерпретации экспериментальные результаты достаточно четко стратифицируются на две группы. В каждой группе они аппроксимируются прямыми, выходящими из начала координат, которые различаются между собой только углом наклона к оси ϖ . Нижняя прямая относится к электродам серий А и С, у которых изменяли модуль стекол. Верхняя кривая 2 относится к электродам серий В и D с $M = 2,9$ ед. и изменяющейся плотностью. При одной и той же величине ϖ электроды серий В и D дают большее содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$, чем электроды серий А. Это можно объяснить следующим образом.

Электроды, при использовании которых получается большее содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$ имеют и большую долю щелочных оксидов в покрытии. Реакция образования фторидов щелочных металлов должна нейтрализовать часть активного фтора и, тем самым, ослабить его роль в понижении парциального давления водорода путем связывания его во фтористый водород.

Стабилизирующее действие калия и натрия на дуговой разряд может стать причиной расширения столба дуги (и доли поверхности той части капли, через которую происходит поглощение водорода из атмосферы дуги). Увеличение соотношения площадей поверхности, через одну из которых идет поглощение водорода из плазмы электрической дуги, а через другую, находящуюся за пределами активного пятна, одновременное вы-

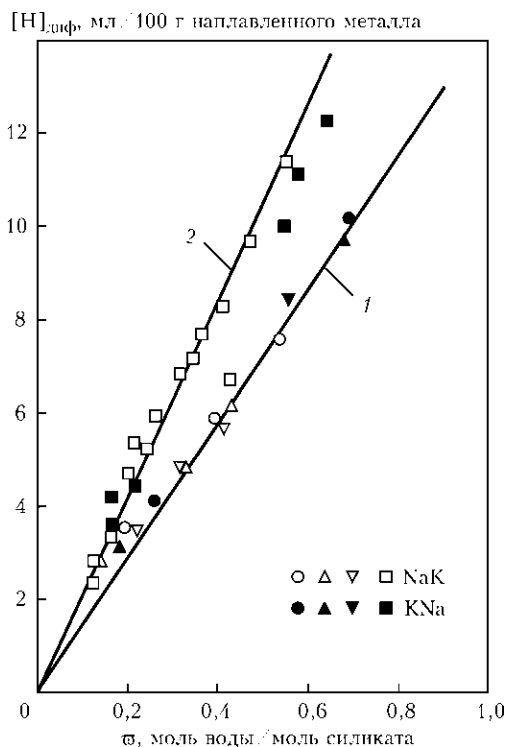


Рис. 1. Взаимосвязь содержания водорода в наплавленном металле и влагосодержания натриево-калиевых и калиево-натриевых гидросиликатов в покрытии опытных электродов: 1 — $\rho = \text{const}$ (27 % стекла); 2 — $M = \text{const}$ (30 % стекла)



деление водорода из расплавленного металла является важной кинетической характеристикой процесса установления конечной концентрации двухатомных газов в наплавленном металле [6]. Влияние этого фактора аналогично уменьшению концентрации фтора, связывающего водород в атмосфере дуги.

На рис. 2 приведены результаты оценки кинетики обезвоживания покрытия электродов серии С, изготовленных на натриево-калиевом жидком стекле с разной величиной модуля. Видно, что дегидратация электродных покрытий действительно идет очень медленно. Молярное влагосодержание покрытия понижается, приближаясь к равновесной для температуры 400 °С величине лишь после выдержки 2 ч электродов, изготовленных на жидком стекле с $M = 3,3$ ед. (температурная кривая обезвоживания выходит на горизонтальный участок). Равновесное влагосодержание покрытий двух других исследованных вариантов этой серии электродов не достигается. Самое низкое влагосодержание (0,14 %) получено у покрытия, изготовленного на жидком стекле с модулем 3,1 ед. У покрытий, изготовленных на жидком стекле с модулем 2,7 и 3,3 ед., оно примерно в 1,5 раза больше и составляет 0,18 и 0,22 моль воды/моль силиката соответственно. Важно, что содержание водорода в металле, наплавленном этими же электродами, изменяется пропорционально влагосодержанию покрытия, составляя 3,3, 2,6 и 3,1 мл/100 г наплавленного металла, соответственно для модуля 2,7, 3,1 и 3,3 ед.

Другими словами, остаточная влажность натриево-калиевого гидросиликата изменяется в зависимости от величины модуля по экстремальному закону как в свободном состоянии, так и в составе электродного покрытия. Соответственно

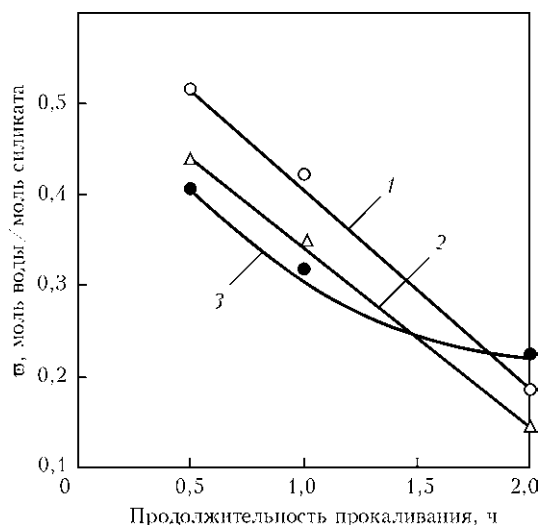


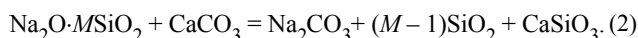
Рис. 2. Кинетика обезвоживания покрытия низководородных электродов при температуре 400 °С, изготовленных с использованием натриево-калиевого стекла с модулем 2,7 (1); 3,1 (2); 3,3 (3) ед.

экстремально изменяется и содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$, хотя и в этой серии опытов часть фтора выводилась щелочами из реакции образования фтористого водорода тем большая, чем меньше модуль жидкого стекла.

Для электродов серии А такой взаимосвязи содержания $[H]_{\text{диф.н.м}}$ с конечной влажностью гидросиликата в покрытии не установлено.

Следовательно, при поиске путей понижения содержания $[H]_{\text{диф.н.м}}$ наряду с остаточной влажностью покрытия следует принимать в расчет сопутствующие факторы, влияющие на парциальное давление водорода в атмосфере дуги.

Влияние взаимодействия мрамора с жидким стеклом в покрытии на содержание водорода в наплавленном металле. Изготовители низководородных электродов с самого начала освоения их промышленного производства прессовым методом столкнулись с неудовлетворительными технологическими свойствами электродных обмазок масс и предположили, что это вызвано химическим взаимодействием мрамора с жидким стеклом по обменной реакции:



Справедливость такого предположения подвергалась сомнению [7], однако истинную причину явления в течение многих лет установить не удавалось.

Нами выяснено, что мрамор действительно взаимодействует с жидким стеклом, но по значительно более сложному механизму. Кальций из мрамора (так же, как и из других кальцийсодержащих минералов, трудно растворяющихся в воде) растворяется в жидком стекле и при этом способен вызывать его отверждение [8].

В физической химии механизм такого отверждения рассматривается с позиции гетерофазного взаимодействия, поскольку реакция идет между твердым веществом и водным раствором неорганического полимера. Продукты, ответственные за отверждение системы, могут возникнуть только после завершения медленного, т. е. достаточно продолжительного инкубационного периода, в течение которого концентрация кальция в жидком стекле достигнет пересыщения, достаточного для зарождения новых, аморфных по структуре гидросиликатных фаз [9].

Указанный период включает хемосорбционную [10] и ионно-обменную стадии. В качестве катионита выступают находящиеся в жидком стекле кремнекислородные анионы щелочных гидросиликатов, поглощающие ионы кальция в обмен на гидроксильные ионы [11]. Кальций, перешедший в раствор в течение индукционной стадии, образует с силикатными ионами промежуточные соединения, основанные на связках $\equiv Si-O-Ca-O-Si \equiv$. Они становятся зародышами

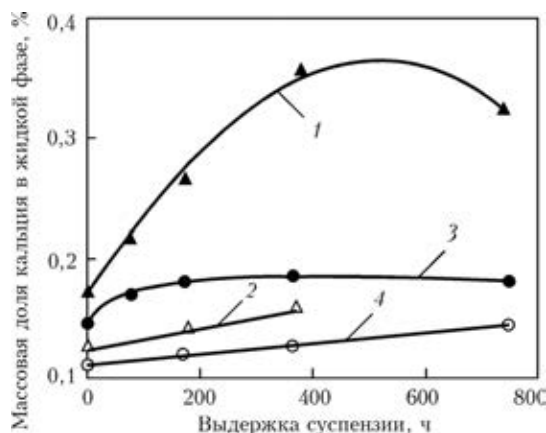


Рис. 3. Кинетика перехода кальция из порошка мрамора в жидкое стекло (массовая доля в суспензии — 25 %): 1, 3 — модуль 2,6 ед., вязкость 400 (1) и 50 мПа·с (3); 2, 4 — модуль 3,6 ед., вязкость 330 (2) и 50 мПа·с (4)

новой фазы. Гидроксильные ионы высвобождаются из щелочных гидросиликатов с образованием свободной влаги.

Активность природных карбонатов кальция в жидкостекольных композициях зависит от их структуры, сформировавшейся в течение длительных геологических периодов. Карьерный мел по отношению к жидкому стеклу является инертном. Мрамор активнее известняка, хотя его активность меньше, чем та, которая наблюдается у силикатов кальция, составляющих основу силикатных цементов. Еще активнее природный арагонит, обладающий более плотной гексагональной структурной ячейкой в отличие от кубической ячейки, характерной для структуры других указанных видов кальцитов. Арагонитовая структура возникает и при тонком измельчении мрамора [12]. Вместе с аморфизацией поверхности частиц и энергией, накопленной ими в процессе измельчения, она становится причиной повышенной химической активности свежих измельченных порошков мрамора. Естественное вылеживание на протяжении 7...10 сут частично их флегматизирует. Однако активность, которая напрямую связана с появлением арагонита, может быть подавлена лишь нагревом порошка до 400 °С.

Растворимость кальция в жидком стекле в момент пересыщения не зависит от природы минерала, из которого он поступает в жидкое стекло. В пересчете на массовую долю кальция для натриевых стекол она изменяется от 0,6 до 1,3 %, возрастая в этих пределах по мере понижения модуля от 3,3 до 2,6 ед. и повышения концентрации щелочного силиката в жидком стекле вплоть до 5...6 моль $\text{SiO}_2/\text{л}$ [9]. Природа минерала и дисперсность его частиц влияют лишь на скорость растворения кальция.

Анализируя вышеизложенное, можно предположить, что электродные композиции должны реагировать на течение инкубационного периода

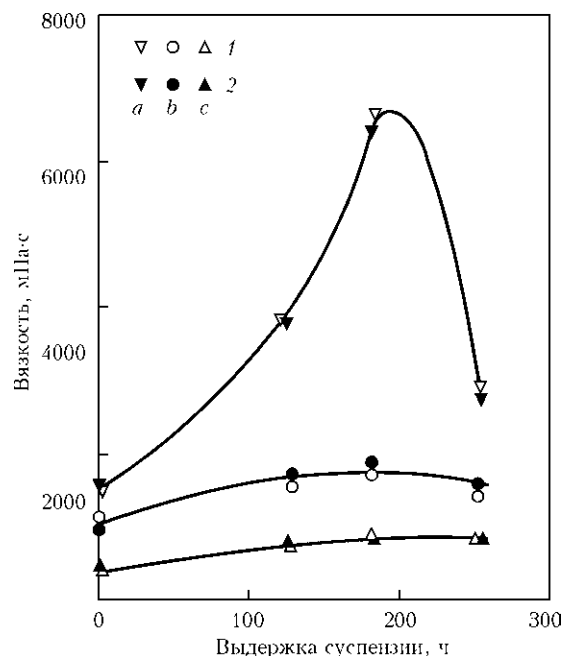


Рис. 4. Изменение вязкости суспензий мрамора в натриево-калиевом стекле с модулем 2,87 (1) и 3,11 ед. (2) во времени. Начальная вязкость жидкого стекла 1800 (а), 1000 (б) и 500 (с) мПа·с [13]

взаимодействия мрамора с жидким стеклом, в конце которого появляются новые фазы твердения, путем:

более интенсивного повышения сырой (пластической) прочности по сравнению с покрытиями, не имеющими в своем составе кальцийсодержащих минералов, и это, несомненно, должно сопровождаться ухудшением их пластичности;

дополнительного высвобождения влаги из структуры щелочных гидросиликатов и уменьшения потенциального содержания водорода в покрытии после термообработки электродов;

изменения структуры поверхности участвующих в реакции мраморных частиц, в результате чего могут измениться кинетические показатели их термической диссоциации в процессе нагрева и плавления электродов.

Твердение электродных обмазочных масс под влиянием перехода кальция в жидкое стекло мы наблюдали при проведении экспериментов [13]. Влияние последних двух факторов в регулировании содержания $[\text{H}]_{\text{диф.н.м}}$ выявлена нами в ходе исследований, результаты которых изложены ниже.

Кальций из мрамора растворяется в натриево-калиевом жидком стекле несколько меньше, чем в натриевом. Например, предельная растворимость кальция в низкомодульном натриево-калиевом стекле составляет 0,20 и 0,55 мас. % при концентрации SiO_2 соответственно 5,85 и 6,35 моль/л. В высокомодульном стекле она еще ниже и не превышает 0,15 мас. % при концентрации SiO_2 , равной 5...6 моль/л. Как следует из

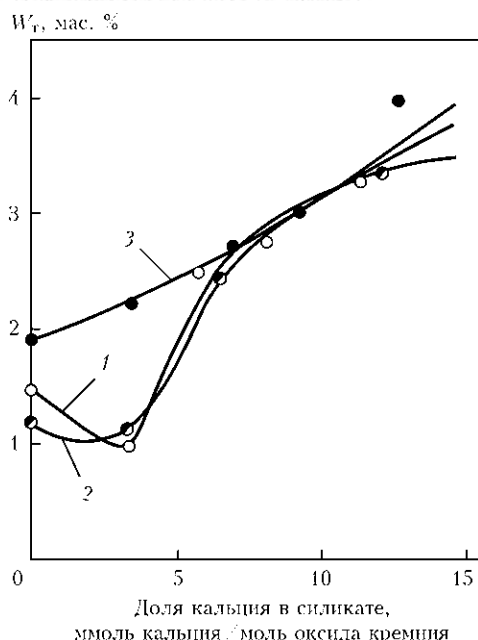


Рис. 5. Влияние ионов Ca^{2+} на водоудерживающую способность натриево-калиевых гидросиликатов с модулем 2,80 (1); 3,05 (2); 3,30 (3) ед. [13]

рис. 3 она возрастает с увеличением вязкости и уменьшением модуля жидкого стекла. Переход кальция в течение инкубационного периода сопровождается повышением вязкости жидкого стекла. Эффект выражен тем в большей мере, чем выше его исходная вязкость (рис. 4).

Инкубационный период кончается в момент достижения максимальной концентрации кальция в растворе и вязкости жидкого стекла. Оба показателя уменьшаются с началом выделения новой фазы и больше не восстановятся, пока будет выделяться новая фаза.

Скорость растворения кальция возрастает, когда используется свежий измельченный мрамор. Так, при одинаковой продолжительности смешивания порошка мрамора с жидким стеклом переход кальция уменьшается с 0,25 мас. % (свежий измельченный мрамор) до 0,15 мас. % (тот же порошок, выдержанный на воздухе в течение 15 суток). Повышению перехода кальция способствует применение интенсивных режимов перемешивания порошка с жидким стеклом или повышение дисперсности мраморных частиц.

Влияние примеси кальция на водоудерживающую способность щелочных гидросиликатов исследовали дериватографическим методом [2].

Были приготовлены образцы натриево-калиевых гидросиликатов (модуль 2,80; 3,05 и 3,30 ед.) с содержанием кальция, не превышающим его предельную растворимость. Для этого в жидкие стекла вводили насыщенный водный раствор гидрата оксида кальция $\text{Ca}(\text{OH})_2$ в количестве от 0,05 до 0,20 мас. %, чтобы получить заранее назначенную молярную концентрацию кальция в растворе в пределах от 2,5 до 12 ммоль Ca /ммоль SiO_2 .

Образцами для сравнения служили гидросиликаты, не содержащие кальция. Во время смешивания жидких стекол с раствором $\text{Ca}(\text{OH})_2$ выделялась коллоидная взвесь, которая, вследствие синерезиса постепенно сжимаясь в объеме, отторгала растворитель. Медленным упариванием все образцы доводили до твердообразного состояния (с влажностью 20...35 мас. %). Затем у каждого из них методом термовесового анализа TGA находили долю влаги, остающейся после нагрева гидросиликата до 400 °С. Результаты опытов приведены на рис. 5.

Видно, что ионы кальция Ca^{2+} действительно влияют на водоудерживающую способность щелочных гидросиликатов. При модулях жидкого стекла 2,80 и 3,05 ед. небольшие добавки Ca^{2+} понижают остаточное влагосодержание гидросиликата (эффект, подобный полищелочному, наблюдающемуся у комбинированных натриево-калиевых силикатов, но действие Ca^{2+} проявляется при концентрациях на три порядка меньших, чем концентрации сопутствующего щелочного катиона). При концентрациях, превышающих оптимальные, кальций вызывает противоположный эффект и водоудерживающая способность гидросиликата возрастает. В реальных образцовых массах концентрации Ca^{2+} , по-видимому, могут быть и больше и меньше найденного оптимума. Отсюда — непредсказуемость вызываемого результата относительно достигаемых степеней дегидратации покрытия.

При модуле жидкого стекла 3,30 ед. растворенный кальций монотонно увеличивает водоудерживающую способность гидросиликата во всем диапазоне изученных его концентраций.

Важно отметить, что при молярных концентрациях, превышающих 7,5 ммоль Ca /ммоль SiO_2 , величина модуля щелочного силиката перестает влиять на его водоудерживающую способность. Роль растворенного кальция в обеспечении остаточного влагосодержания щелочных гидросиликатов становится при этом определяющей.

Исследование масс-спектров водяного пара в газовой фазе над нагреваемыми образцами гидросиликатов показало, что интенсивная дегидратация гидросиликатов под влиянием кальция постепенно смещается в область все более высоких температур, подтверждая, что в гидросиликате, прокаленном при 400 °С, остается все большее количество связанной влаги.

Так, при массовой доле кальция в жидком стекле, %: 0; 0,11; 0,22; 0,43 содержание $[\text{H}]_{\text{диф}}$, мл/100 г наплавленного металла: 4,6; 3,7; 3,0; 3,6 соответственно. Здесь и далее значение $[\text{H}]_{\text{диф}}$ вычисляли как среднее значение трех параллельных измерений, выполненных хроматографическим методом кандидатом техн. наук А. П. Пальцевичем.



Таблица 4. Влияние дисперсности шихты на химический состав и содержание водорода в наплавленном металле

Массовая доля в шихте фракции -0063, %	Массовая доля в наплавленном металле, %		[H] _{диф.} мл/100 г наплавленного металла
	Mn	Si	
0	0,51	0,14	3,3
20	0,71	0,30	3,4
40	0,65	0,37	3,1
60	0,54	0,29	2,8
80	0,47	0,24	2,5

Выше отмечалось, что переход кальция из порошка мрамора в жидкое стекло возрастает по мере увеличения его дисперсности. Данные, приведенные в табл. 4, подтверждают, что при этом уменьшается и содержание водорода в наплавленном металле.

В том, что уменьшение $[H]_{\text{диф.н.м}}$ связано именно с переходом кальция в жидкое стекло, убеждают следующие опыты и их результаты. В составе покрытия опытных электродов УОНИ-13/55 постепенно увеличивали до 0,12 мас. % содержание трилона Б (комплексона), представляющего собой динатриевую соль этилендиаминтетрауксусной кислоты, которая обычно используется для поглощения ионов кальция при умягчении воды. В отличие от ионно-обменных смол (ионитов) он способен вывести ионы кальция не только из воды, но и из растворов, содержащих сопутствующие ионы калия и натрия. Добавляя в обмазочную массу комплексон во время смешивания шихты с жидким стеклом, мы выводим кальций из раствора. При этом восстанавливается водоудерживающая способность чистого по кальцию щелочного гидросиликата в покрытии и увеличивается содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$. При увеличении массовой доли комплексона, %: 0; 0,04; 0,08; 0,12 изменяется содержание $[H]_{\text{диф.}}$ мл/100 г наплавленного металла: 4,6; 5,8; 5,3; 6,7 соответственно.

Эффект, аналогичный тому, который получен с комплексонам, следует ожидать от применения оксалата калия [8]. При сравнении эффектов, обусловленных кальцием, самопроизвольно переходящим в раствор из мрамора, с одной стороны, и кальцием, преднамеренно вводимым в обмазку в виде титрованного раствора хлорида кальция CaCl_2 , с другой стороны выяснилось, что указанные источники кальция в жидком стекле в какой-то мере антагонистичны. При использовании крупнозернистой шихты, когда ожидаемое поступление кальция в раствор из мрамора минимально, присадка в обмазку раствора CaCl_2 оказывается достаточно эффективной с точки зрения понижения содержания $[H]_{\text{диф.н.м}}$. Напротив, при использовании мелкозернистой шихты, когда

ожидаемое поступление кальция в раствор из мрамора максимально, присадка CaCl_2 в обмазку перестает быть эффективной.

По результатам этих опытов мы пришли к выводу, что мрамор следует рассматривать не только как источник кальция, которым можно регулировать водоудерживающую способность щелочного гидросиликата, но и как ингредиент покрытия, газообразующая способность которого, существенно понижающая парциальное давление водорода в атмосфере дуги, по неясной пока причине возрастает под влиянием гетерофазного взаимодействия его с жидким стеклом.

Об этом можно судить, сравнивая процесс термической диссоциации порошка мрамора в чистом виде и в композициях с жидким стеклом. Исследовали порошки мрамора Коелгинского месторождения, в том числе в смеси с натриево-калиевой силикатной глыбой в количестве 13 мас. % или с порошком плавикового шпата, взятого в молярном соотношении $\text{CaCO}_3:\text{CaF}_2 = 1:1$. Крупность частиц ингредиентов не превышала 0,25 мкм.

Отдельно изучили доведенный до воздушно-сухого состояния образец смеси порошка мрамора с натриево-калиевым жидким стеклом ($M = 2,7$ ед. массовая доля в смеси 22 %, в расчете на сухой остаток — 8 %).

Общая картина термической диссоциации порошкообразного мрамора при пропорциональном нагреве хорошо согласуется с опубликованными данными других авторов. Его разложение начинается при температуре 650 °С, максимальная скорость реакции термической диссоциации приходится на 890 °С, процесс заканчивается при 940...950 °С. Потери массы образца очень близки к теоретическому содержанию углекислого газа CO_2 в мраморе и составляет 43,2 % (у чистого карбоната кальция CaCO_3 44 %).

В смесях с флюоритом и с силикатной глыбой ход диссоциации мрамора почти не меняется. Выявленные весьма слабые отличия согласуются с литературными данными, в которых отмечается облегчающее влияние примесей в виде щелочных оксидов и фторидов на разложение кальцита. Об-

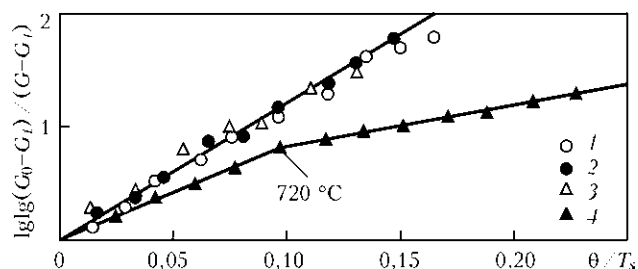


Рис. 6. Зависимость изменения массы образца от приведенной температуры в координатах уравнения Горовитца-Метцгера [1]: 1 — мрамор; 2–4 — смесь мрамора с силикатной глыбой, с флюоритом, с жидким стеклом соответственно



наруженные термоэффекты за пиком декарбонизации вызваны реакцией упорядочения сформировавшегося метастабильного оксида.

Потери массы образцов, пересчитанные по методу [1] и графически представленные на рис. 6, показывают, что кажущаяся энергия активации процесса термической диссоциации мрамора для всех трех вариантов исследованных сухих смесей остается постоянной (экспериментальные точки ложатся на одну и ту же прямую). По-видимому, во всех этих случаях скорость диссоциации кальцита лимитируется не столько начальной ее стадией, в первую очередь зависящей от состояния поверхности его зерен, а последующими стадиями процесса, на которые изученные добавки не способны оказать влияние.

Жидкое стекло оказалось добавкой, которая существенно влияет на энергию активации процесса диссоциации мрамора. Речь идет не о пороговой стадии и не о характеристической температуре T_s , которые скрыты от прямого наблюдения эффектами, сопровождающими идущую в этот промежуток времени дегидратацию щелочного силиката, а об основной стадии, в ходе которой энергично высвобождается CO_2 . Как следует из рис. 6, начиная с 720°C эта стадия становится доминирующей в своем влиянии на уменьшение массы образца, вызванное высвобождением CO_2 , и протекает с большими энергетическими затруднениями, чем при отсутствии гидросиликата. Ниже этой температуры потери массы образца, по-видимому, определяются преимущественно обезвоживанием гидросиликатной связи и, если оценивать ее энергетику по наклону соответствующего участка прямой, то можно полагать, что протекает оно труднее, чем диссоциация карбоната в отсутствие пленки гидросиликата на поверхности его частиц.

На рис. 6 приняты следующие обозначения: G_0 , G_t и G — начальная, конечная и текущая масса образца; $\theta = T - T_s$, где T и T_s — текущая температура и температура максимальной скорости реакции диссоциации.

Таблица 5. Глубина обезвоживания покрытий низководородных электродов в процессе их прокаливания

Температура прокаливания электродов, $^\circ\text{C}$	Влажность покрытия W_T , %		$\Delta W_T = W_T(A) - W_T(B)$, %
	А	Б	
20	4,67	6,08	1,41
290	0,71	0,93	0,22
325	0,48	0,63	0,15
360	0,30	0,34	0,03
405	0,23	0,24	0,01
Примечание. Покрытие с индексом А — без содержания КМЦ, с индексом Б — содержание КМЦ 1,5 %.			

Принимая во внимание, что емкая по энергозатратам дегидратация силикатной связи, обволакивающей зерна CaCO_3 , продолжается и выше 720°C , ее угнетающее влияние на диссоциацию карбоната в условиях скоростного пропорционального нагрева может быть достаточно весомым (имеющиеся в литературе указания на положительную роль паров воды в осуществлении диссоциации кальцита относятся к продолжительным изотермическим вариантам нагрева [14]).

Другой возможной причиной угнетающего действия гидросиликатной пленки на термическую диссоциацию карбоната кальция могут быть последствия взаимодействия поверхности его частиц с жидким стеклом на стадии приготовления обмазочной массы. Судя по концентрации ионов кальция, выявленных химическими анализами в жидком стекле, и по результатам оценочных расчетов, в процесс растворения могло включиться до 10 элементарных поверхностных слоев зерен кальцита. В результате происходит своего рода их флегматизация, т. е. замедленное реагирование на начальную фазу нагрева.

Недавно опубликованные результаты исследований [15] в целом подтверждают наш вывод о том, что использование мелкодисперсного мрамора в покрытии низководородных электродов способствует понижению содержания $[\text{H}]_{\text{диф.н.м}}$. Эксперименты проводили с электродами, в составе покрытия которых мрамор с обычным зерновым составом (31 мас. %), постепенно замещался порошком мрамора, состоящим из наноразмерных частиц. В результате такой замены содержание $[\text{H}]_{\text{диф.н.м}}$ понизилось с 3,8 до 2,45 мл/100 г наплавленного металла при 50%-ной замене и до 2,3 мл/100 г наплавленного металла при полной замене обычного мрамора наноразмерным аналогом. Авторы работы объяснили этот феномен понижением парциального давления водорода в атмосфере дуги, вызванным более интенсивным выделением CO_2 с поверхности наноразмерных частиц CaCO_3 . Судя по химическому составу наплавленного металла, окислительный потенциал атмосферы дуги остался при этом без изменений. С нашей точки зрения, понижение содержания $[\text{H}]_{\text{диф.н.м}}$ происходящее под влиянием мелкодисперсных порошков мрамора в покрытии (в том числе и наноразмерных модификаций), вызывается процессами их гетерофазного взаимодействия с жидким стеклом, которые приводят к уменьшению потенциального содержания водорода в покрытии и его парциального давления в атмосфере дуги.

Роль органических гидроколлоидов в регулировании содержания водорода в наплавленном металле. Традиционно такие органические гидроколлоиды, как карбоксиметилцеллюлоза (КМЦ) и альгинаты, рассматривали только как технологичес-



кую добавку, эффективно пластифицирующую электродную обмазочную массу. После чего на стадии приготовления и нанесения обмазки на стержни ее «выжигают» из покрытия в ходе термообработки электродов. На примере натриевой Na-КМЦ можно видеть, что влажность покрытия, найденная по методу МИС, у электродов, изготовленных с использованием и без использования Na-КМЦ, после их прокаливания при температуре 400 °С действительно выравнивается по величине (табл. 5).

В то же время экспериментально установлено, что содержание водорода в металле, наплавленном электродами, изначально содержащими в покрытии Na-КМЦ, часто бывает большим, чем электродами, при изготовлении которых КМЦ не использовалась (табл. 6). При этом содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$ изменяется в значительно меньшей мере, чем исходное содержание КМЦ в покрытии.

Можно предположить, что органические гидроколлоиды, обладающие несимметричной структурой молекул, способны сорбироваться поверхностью твердых частиц мрамора так же, как, например, соли жирных кислот в флотационных процессах, благодаря чему подавляют растворение кальция в жидком стекле.

Это подтверждается характером ИК-спектров порошков мрамора, контактировавших с жидким стеклом, после их предварительной обработки водными растворами, а также жидкостекольными дисперсиями Na-КМЦ. Концентрация Na-КМЦ в дисперсиях 2 %. Порошок мрамора просеивали через сито с размером ячейки 63 мкм. Массовое соотношение порошка и жидкости 1:5. Использовалось натрово-калиевое жидкое стекло с модулем 2,9 ед. и вязкостью 1000 мПа·с. Опыты проведены кандидатом физ.-мат. наук В. Г. Войткевич и инж. Е. Е. Федориной.

Химический и молекулярный состав КМЦ изменяли в широких пределах. Помимо Na-КМЦ с крайними значениями степени замещения СЗ (от 65 до 130) и степени полимеризации СП (от 350 до 1300) использовали также кальциевую КМЦ (Ca-КМЦ).

Порошок мрамора взаимодействовал с перечисленными препаратами в течение 30 мин при периодическом взбалтывании суспензии. Затем его отделяли декантацией от избыточной жидкой фазы, несколько раз промывали водой и после 5-часовой сушки при 105 °С изучали на ИК-спектрометре в режиме неполной компенсации [9].

Установлено, что адсорбционная картина, которая наблюдается на поверхности частиц мрамора, обработанного чистым жидким стеклом, совпадает с той, которая изложена в [9]. Na-КМЦ, независимо от СЗ и СП, присутствуя в жидком стекле, подавляет сорбцию жидкого стекла на поверхности кальцита. Отражения в ИК-спектрах, вызванные внеплоскостными деформационными колебаниями карбонат-

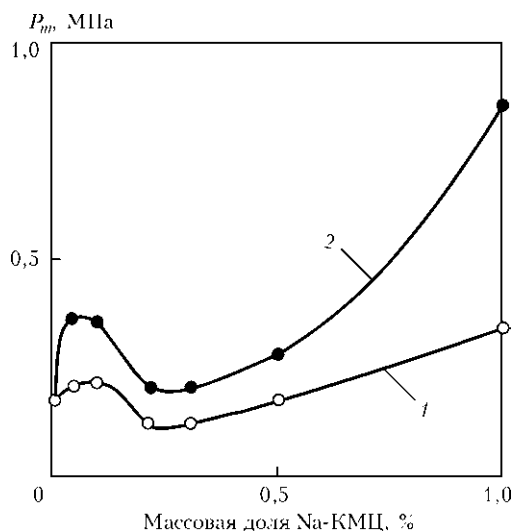


Рис. 7. Влияние Na-КМЦ с различным молекулярным составом на пластическую прочность электродной обмазочной массы УОНИ-13/55: 1 — КМЦ 68/350; 2 — КМЦ 68/920

ного аниона, под влиянием КМЦ возвращаются в нормальное состояние (880 см^{-1}), а полоса кремнегеля при 1069 см^{-1} полностью исчезает. Вместо нее, появляются полосы, характерные для адсорбированного геля КМЦ.

Так, наличие размытой полосы в области $1300 \dots 1100 \text{ см}^{-1}$, наблюдавшейся после обработки порошка мрамора водным раствором Na-КМЦ и ее дисперсиями в жидком стекле, может быть обусловлено трансориентированными метильными группами сорбированной КМЦ, которые либо вытесняют ККА жидкого стекла с поверхности сорбента, либо предупреждают их сорбцию. Заблокированная таким образом поверхность кальцита, естественно, теряет способность поставлять ионы кальция в жидкое стекло. Наряду с этим ослабляется влияние жидкого стекла на структуру поверхности частиц карбоната кальция, от состояния которой зависит характер их диссоциации при нагреве.

Поскольку в сухой смеси гидроколлоиды находятся в порошкообразном виде, флегматизация поверхности мраморных частиц во время приготовления обмазочной массы происходит по не столь идеальному механизму. Прежде чем частицы гидроколлоида, поглощая влагу из жидкого стекла, приобретут способность блокировать поверхность мраморных зерен, определенная часть кальция успеет раствориться в жидком стекле и повлиять на содержание $[H]_{\text{диф.н.м}}$. Это, в частности, подтверждают результаты опытов с комплексомом.

О противостоянии щелочного силиката и Na-КМЦ в стремлении занять место в сорбированном слое на поверхности зерен кальцита можно судить по нелинейному изменению пластической прочности обмазки УОНИ-13/55 при постепенном увеличении содержания в ней порошкообразной КМЦ от 0 до 1 % (рис. 7).



Таблица 6. Содержание водорода в металле, наплавленном электродами УОНИ-13/55 с органическими добавками в покрытие, в зависимости от продолжительности их прокаливания при температуре 400 °С

Вид и марка добавки	Массовая доля добавки, %	Массовая доля стекла, %	[H] _{диф} , мл/100 г наплавленного металла, при длительности прокаливания, ч		
			0,5	1,0	2,0
Без добавки	—	24	7,1	6,3	5,2
Na-КМЦ, Cescol DVY	1,0	25	11,5	11,6	11,8
	1,5		15,5	11,3	10,8
	2,0		14,6	12,9	12,2
Альгинат Са, C/YSF	1,5	24	5,4	5,6	2,8
	2,0	25	5,4	5,2	4,4

Использовали низковязкую (68/352) и высоковязкую (68/920) Na-КМЦ и натриево-калиевое жидкое стекло с модулем 2,9 ед. и вязкостью 0,175 Па·с, которое легко сорбируется мрамором и растворяет в себе кальций. Массовая доля жидкого стекла 22,5 %.

Как следует из рис. 7 пластическая прочность обмазочной массы P_m в исходном состоянии равная 0,19 МПа, под влиянием добавок КМЦ сначала возрастает, затем, достигнув небольшого максимума, минимизируется при содержании КМЦ 0,2...0,3 %. И лишь после этого продолжает монотонно нарастать по экспоненте по мере дальнейшего увеличения содержания КМЦ вплоть до 1 % (результат, вызванный преимущественно набуханием частиц КМЦ путем поглощения ими влаги жидкого стекла). Молекулярный состав КМЦ почти не влияет на положение экстремальных точек вдоль концентрационной оси, но высоковязкий препарат (68/920) обеспечивает, с одной стороны, большую величину P_m , в том числе и в точке максимума, а, с другой, — приводит к более высокому темпу начального и постминимального ее подъема. Предположительно максимумы P_m достигаются, когда структурирующее действие КМЦ и ионов кальция сравнивается по величине, а минимумы — когда адсорбция КМЦ подавляет переход кальция из мрамора в раствор.

В случае использования Са-КМЦ полосы ИК-спектров в области 1300...1100 см⁻¹ не наблюдаются. Сохраняются, хотя и в ослабленном виде, полосы силикагеля. И то и другое можно объяснить затрудненной адсорбцией карбоксиметильных радикалов Са-КМЦ на поверхности частиц кальцита. Видимо, прочно сшитые ионами кальция, указанные радикалы обладают более разветвленной структурой, которая трудно сорбируется поверхностью кальцита и поэтому не в состоянии надежно закрыть ее от прямого контакта с жидким стеклом.

Можно ожидать, что в этом случае на понижение водоудерживающей способности щелочного гидросиликата должен влиять кальций, поступающий в него и из мрамора (не блокированного гидрокolloидом от контакта с жидким стеклом), и из самого гидрокolloида. Образующаяся в результате взаимодействия Са-КМЦ с жидким стеклом ее модификация со щелочным катионом, должна оказывать пластифицирующее действие на электродную обмазочную массу.

Наряду с этим должна оказать влияние на понижение парциального содержания водорода в атмосфере дуги задержанная диссоциация частиц мрамора, поверхность которых «флегматизирована» адсорбированным щелочным силикатом.

Другими словами, кальциевую форму органических гидрокolloидов следует рассматривать не только как пластифицирующую (структурообразующую) добавку в обмазочную массу, но и как достаточно эффективное средство понижения содержания водорода в металле, наплавленном низководородными электродами.

Это подтверждается приведенными в табл. 6 данными, полученными при использовании альгината кальция — гидрокolloида, в отличие от Са-КМЦ изготовленного из альгиновой кислоты — продукта переработки морских водорослей.

Выводы

1. Щелочные гидросиликаты, остающиеся в электродном покрытии после обезвоживания его жидкостекольной связки в ходе термообработки электродов, являются потенциальным источником водорода в наплавленном металле. Между водоудерживающей способностью натриево-калиевых гидросиликатов, зависящей от величины модуля и соотношения Na₂O:K₂O, потенциальным содержанием водорода в покрытии и содержанием водорода в наплавленном металле имеется прямая взаимосвязь. Однако при оценке степени «усвоения» потенциального водорода наплавленным металлом следует учитывать возможное влияние содержащихся в гидросиликате ионов калия и натрия на выведение фтора из реакции образования фтористого водорода и на кинетические условия сорбции и десорбции водорода каплей электродного металла.

2. Порошок мрамора, содержащийся в электродном покрытии, и жидкое стекло, являющееся связкой покрытия, гетерофазно взаимодействуют друг с другом. Поступающие при этом в жидкостекольную связку ионы кальция, понижают водоудерживающую способность щелочных гидросиликатов. Продукты взаимодействия на поверхности мраморных частиц задерживают их термическую диссоциацию до более высоких температур в сравнении с температурой диссоциации чистого кальцита. В результате действия этих фак-



торов снижается содержание водорода в наплавленном металле.

3. Органические гидроколлоиды, такие как натриевые модификации КМЦ и альгинатов, сорбируются поверхностью частиц мрамора, блокируя доступ к ней жидкого стекла и переход в него ионов кальция. Это благоприятно влияет на технологические свойства обмазочных масс, но повышает водоудерживающую способность щелочных гидросиликатов в электродном покрытии и содержание водорода в наплавленном металле. Кальцийсодержащие модификации КМЦ и альгинатов, из которых ионы кальция способны переходить в жидкостекольную связку так же, как из поверхности частиц кальцита, являются технологическими добавками, которые не только повышают пластичность обмазочных масс, но и понижают потенциальное содержание водорода в покрытии и содержание водорода в наплавленном металле.

1. Horowitz H. H., Metzger G. A. New analyzes of thermogravimetric traces // Anal. Chem. — 1963. — 35, № 10. — P. 1464–1468.
2. Марченко А. Е., Скорина Н. В., Супрун С. А. Водоудерживающая способность щелочных силикатов и ее влияние на деградацию электродных покрытий: Информ. материалы // Информ. материалы СЭВ. — Киев: Наук. думка, 1987. — Вып. 1. — С. 46–60.
3. А. с. 288961 СССР, МКИ В 23 к, 35/36. Обмазочная масса для покрытия сварочных электродов / И. К. Походня, А. Е. Марченко, Г. Г. Корицкий. — № 1364582; Заявл. 12.09.69; Опубл. 08.11.70, Бюл. № 1.
4. Походня И. К., Явдоцин И. Р., Юрлов Б. В. Влияние некоторых технологических факторов на содержание диффузионного водорода в швах, сваренных электродами с

основным покрытием // Автомат. сварка. — 1981. — № 1. — С. 31–33.

5. Матвеев М. А., Рабухин А. И. Зависимость плотности водных растворов щелочных силикатов от их состава // Стекло и керамика. — 1961. — № 6. — С. 21–26.
6. Лакомский В. И. О макрокинетике процесса взаимодействия азота из электродуговой плазмы с расплавленным металлом // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1998. — № 1. — С. 56–65.
7. Петрань К. В. Производство электродов УОНИ-13, УП-1 и УП-2 на мощных прессах под высоким давлением // Автоген. дело. — 1951. — № 8. — С. 31–33.
8. Корнеев В. И., Данилов В. В. Жидкое и растворимое стекло. — С.-Пб: Стройиздат, 1996. — 216 с.
9. Уварова И. Ю., Лукьянова О. И. Исследование индукционного периода твердения при взаимодействии силикатов Na и Ka в концентрированных суспензиях // Физико-химическая механика дисперсных структур. — М.: Наука, 1966. — С. 253–256.
10. Лавренов Л. В., Марченко А. Е., Шкурко С. А. Особенности адсорбции щелочных силикатов из жидкого стекла мрамором и флюоритом в электродных покрытиях // Автомат. сварка. — 1975. — № 3. — С. 34–38.
11. Душина А. П., Алесковский В. Б. Силикагель — неорганический катионит. — М.: Стройиздат, 1963. — 31 с.
12. Burns J. H., Bredig M. A. Transformation of calcite to aragonite by grinding // J. Chem. Phys. — 1956. — 25, № 6. — P. 1281.
13. О некоторых технологических проблемах, вызванных межфазными процессами, при производстве сварочных электродов: Информ. материалы / А. Е. Марченко, Н. В. Скорина, В. С. Ворошило и др. // Информ. материалы СЭВ. — Киев: Наук. думка, 1979. — Вып. 1. — С. 150–157.
14. Камлер А. И. Кинетика термического разложения некоторых минералов // Кинетика высокотемпературных процессов / Под ред. В. Д. Кинджери. — М.: Стройиздат, 1965. — С. 31–52.
15. Influence of nanoscale marble (calcium carbonate CaCO₃) on properties of D600D surfacing electrodes / B. Chen, F. Han, Y. Huang et al. // Welding J. — 2009. — 88, N 5. — P. 99s–103s.

Поступила в редакцию 29.04.2013

АЛЮМИНИЙ-21/ТРАНСПОРТ

1-3 октября 2013 г. в Санкт-Петербурге будет проходить 2-й Международный форум (конференция и выставка) «Алюминий-21/ТРАНСПОРТ».

Организаторы форума — компания «Алюсил МВуТ» и НП «Альянс Прессовщиков Алюминия» (АПРАЛ). Официальный партнер форума — «АЛКОА» Россия.

Цель форума — обсуждение новых задач, стоящих перед алюминиевой промышленностью в свете того, что транспортное машиностроение стало главным потребителем алюминия. Только в Европе за последние 20 лет использование алюминия в автомобильной промышленности увеличилось втрое. Эта же тенденция прослеживается в рельсовом транспорте и судостроении. Причина — стремление снизить собственный вес, расход топлива и энергии, негативное воздействие на экологию. Однако новые требования усилили конкуренцию с альтернативными материалами — сталью и композитами.

Оргкомитет полагает, что предстоящая встреча позволит понять возможности сотрудничества, обеспечивающего внедрение легких материалов в транспорте. Встреча будет полезной для вовлечения отечественных исследователей и производителей к участию в работах по развитию мировой технологической платформы легковесного транспорта.

В рамках форума будет развернута выставка современных технологий и оборудования.

Заявки принимаются до 06 сентября 2013 г.

Справки по тел.: (495) 785-20-05. E-mail: conference1@alusil.ru.



СВАРКА СПЛАВОВ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА (Обзор)

С. В. ЧЕРНОБАЙ

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

Одним из наиболее перспективных направлений в области разработки новых металлических материалов с высоким уровнем жаростойкости и термической стабильности является создание интерметаллидных сплавов системы Ti–Al. Эти сплавы в ближайшем будущем могут составить серьезную конкуренцию суперсплавам на основе никеля, так как алюминиды титана более легкие, не требуют для легирования дорогостоящих и дефицитных элементов. Кроме того, они обладают высокой коррозионной стойкостью, стойкостью к высокотемпературному окислению, а также имеют высокий модуль упругости и прочности. Алюминиды титана можно успешно использовать в виде литых изделий, например, клапанов сверхмощных двигателей внутреннего сгорания; в качестве жаростойких покрытий на лопатках газотурбинных двигателей, подвергающихся воздействию высокотемпературных газовых потоков; как конструкционный материал, работающий при статических нагрузках и больших температурах. Широкому промышленному применению алюминидов титана препятствует их низкая пластичность при комнатной температуре. Это значительно усложняет технологическую обработку и тормозит промышленное применение указанных сплавов. Поэтому использование алюминидов титана в конструкциях различного назначения зависит от создания эффективных процессов их обработки, в том числе и сварки. В связи с этим цель настоящего обзора — анализ современных разработок способов соединения материалов на основе алюминидов титана с помощью различных видов сварки. Анализ литературных данных, приведенных в обзоре, показал, что формирование сварных соединений с применением традиционных способов сварки, основанных на локальном плавлении материала, имеет ряд недостатков, которые можно устранить при использовании разных способов сварки в твердой фазе. Результаты, представленные в опубликованных работах, свидетельствуют о перспективности использования промежуточных вставок для соединения трудносвариваемых сплавов на основе алюминидов титана. Библиогр. 36, рис. 5.

Ключевые слова: алюминид титана, сварка плавлением, температура, способы соединения, сварка давлением, структура, вставка, сварной шов, микроструктура

Создание современного авиационного двигателя — сложнейший комплексный процесс, базирующийся на новейших достижениях в области аэро- и термодинамики, материаловедения, технологии, прочности, электроники, информатики. Важные задачи, решаемые при проектировании двигателей новых поколений, — снижение стоимости производства и эксплуатации, в том числе путем упрощения конструкции и снижения количества деталей и узлов [1].

Повышение эффективности авиадвигателей и аналогичных силовых установок становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. К таким материалам относятся сплавы на основе интерметаллидных фаз γ -TiAl. Благодаря уникальному комплексу физических и механических свойств [2, 3] (высокой прочности и модулю упругости, низкой плотности, жаропрочности и жаростойкости, высоким антикоррозионным свойствам, хорошему сопротивлению усталостному разрушению и ползучести), они много лет сохраняют свои позиции в разряде перспективных для авиационной, космической, транспортной промышленности и в энергостроении.

Широкому промышленному применению алюминидов титана препятствует их низкая пластич-

ность при комнатной температуре [4], связанная с низкой кристаллографической симметрией и недостаточным числом систем скольжения; низкой прочностью скола; слабостью границ зерен, а также низкие технологические свойства [2].

Улучшение технологических свойств этих материалов может быть обеспечено не только микро- и макролегированием [5], но и микроструктурным строением сплава. В работе [6] показаны три основных типа структур интерметаллида титана: lamellar (пластинчатая), рекристаллизованная и смешанная (дуплексная). Авторы работы [7] показывают, что мелкодисперсная двухфазная дуплексная структура сплавов на основе Ti–Al обладает наилучшей пластичностью, но при этом снижается другая не менее важная характеристика — вязкость сплава. Оптимальным вариантом является получение сплавов с полностью lamellar двухфазной $\gamma + \alpha_2$ структурой с определенным количеством γ и α_2 фаз в сплаве [7].

Сплавы на основе алюминидов титана с различными типами структур, кроме авиационной [5, 8–10], могут применяться в различных отраслях промышленности: газо- и нефтеперерабатывающей, химической, а также в атомном и транспортном машиностроении [11, 12].

Распространению сплавов на основе γ -TiAl в производстве способствуют современные интен-



сивные исследования по их свариваемости и разработка эффективных мер по повышению прочности и надежности сварных соединений.

В связи с этим цель настоящего обзора — анализ современных разработок способов соединения материалов на основе алюминидов титана с помощью различных видов сварки.

Дуговая сварка. В работе [13] приведены результаты исследований свариваемости сплава с литой структурой γ -TiAl (48 ат. % Al и по 2 ат. % Cr и Nb). Сварку алюминидов титана проводили без предварительного подогрева с регулированием тока в диапазоне 50...1500 А. В результате было установлено, что микроструктура металла зоны шва состоит из столбчатых и равноосных дендритных структур.

Механические свойства металла шва оказались ниже чем у основного металла, что и было установлено в результате испытаний на растяжение (рис. 1). В то же время при сварке на низких токах, в соединении были обнаружены трещины, которые образовывались в результате увеличения количества α_2 -фазы.

В работе [14] исследована свариваемость указанного выше сплава. Перед сваркой все образцы подавали горячему изостатическому прессованию, часть из них термически обрабатывали при температуре 1300 °С в течение 20 ч. В результате образовалась кристаллическая структура, состоящая из γ -фазы, колонии $\gamma+\alpha_2$ и фаз Лавеса. Растрескивание наблюдали во всех сварных швах, как после изостатического прессования, так и без него.

Bharani и Acoff проводили сварку указанного выше сплава алюминида титана и деформированного сплава γ -TiAl (46 ат. % Al, 2 ат. % Cr, 2 ат. % Nb, 0,9 ат. % Mo) без предварительного подогрева. Установлено, что можно добиться уменьшения протяженности длины трещины в

сварном соединении только за счет проведения термообработки после сварки при температуре 615 °С [15].

Электронно-лучевая сварка. По мнению авторов работ [16, 17] сварка плавлением алюминидов титана может осуществляться лишь с предварительным подогревом до 250...650 °С. Это связано с тем, что в связи с низкой пластичностью (вплоть до 700 °С) алюминиды титана весьма чувствительны к напряжениям, которые появляются в условиях неравномерного нагрева при сварке и, следовательно, склонны к возникновению холодных поперечных трещин в сварных соединениях.

В работах [16,17] указана температура предварительного подогрева без каких-либо дополнительных уточнений, а в работе [18] для предотвращения возникновения поперечных трещин в сварных соединениях рекомендуется предварительный подогрев свариваемых образцов до температуры 400...500 °С. На деталях локальных швов или наплавов в ремонтных целях температура предварительного подогрева должна быть не менее 600 °С. Однако эти параметры установлены только для сплава γ -TiAl (31 ат. % Al и по 2 ат. % Nb и Mn), а предварительный нагрев образцов осуществляется в сварочной камере.

Сварка давлением в вакууме. При проведении исследовательских работ авторы [19] для экспериментов использовали образцы алюминидов титана (диаметр и высота 20 мм), вырезанные из слитка, подвергнутого изостатической обработке при температуре 1260 °С и давлении 170 МПа в течение 4 ч с последующим стабилизирующим отжигом при 1000 °С (50 ч). Массовая доля легирующих элементов и примесей в сплаве составляла, %: 60,95 Ti; 31,15 Al; 4,65 Nb.

Сварку проводили при температуре ниже температуры $\alpha+\gamma$ -перехода, поэтому структура материала практически не изменялась. Этим были устранены явления, обусловленные быстрым охлаждением соединения. В контакте соединяемых поверхностей зафиксирована четко выраженная граница. Образование общих зерен не обнаружено. В ряде образцов по линии контакта имелись как отдельные микропоры, так и их цепочки.

Дальнейшие исследования выполняли с целью выявить особенности структурных превращений в алюминиде титана под воздействием термомеханического цикла сварки на следующих режимах: температура $T = 900$ и 1100 °С, время сварки $t = 4...5$ ч, давление $P = 200...300$ МПа [20]. Установлено, что при температуре сварки ниже 900 °С под действием сжимающего сварочного усилия в сплаве возникают транскристаллитные трещины без видимых следов пластической деформации. С увеличением температуры сварки от 900 до 1100 °С морфология структур-

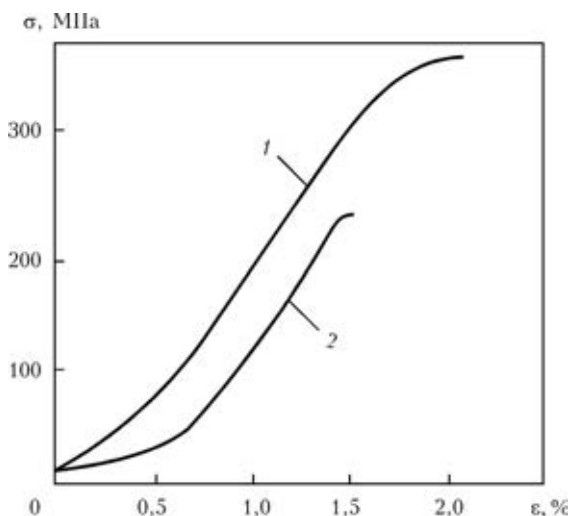


Рис. 1. Зависимость деформаций σ от напряжения ϵ [13] основного металла (1) и зоны шва (2)

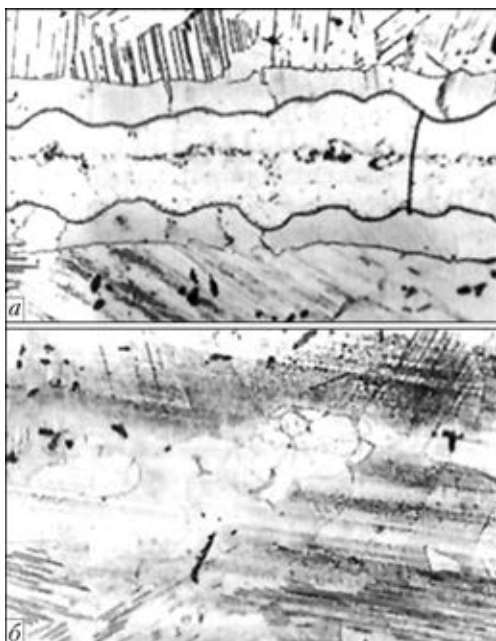


Рис. 2. Микроструктуры сварного соединения сплава γ -TiAl с прослойкой алюминия: *a* — после сварки ($\times 400$); *б* — после сварки и отжига ($\times 200$) [19]

ных элементов изменяется от крупнозернистой пластинчатой до мелкозернистой глобулярной. При температуре 1100 °С в зоне соединения наблюдаются общие зерна, возникающие в результате пластической деформации и последующей рекристаллизации приконтактных объемов металла.

В последующем была изучена возможность сварки алюминидов титана с использованием «мягкой» прослойки [19]. Авторы предположили, что отжиг деталей после сварки с прослойкой приведет к ее растворению в основном металле и к диффузионному выравниванию химического состава в зоне соединения. Поэтому в качестве прослоек были выбраны алюминий и титан — основные легирующие элементы сплава. Толщина прослоек алюминия и титана составила соответственно 0,15 и 0,20 мм. Для экспериментов использовали образцы алюминидов титана (диаметр и высота 20 мм).

Микроструктуры сварных соединений, выполненных с применением алюминиевой и титановой фольги в качестве прослойки, приведены на рис. 2, 3. Установлено, что сварка сплава на основе γ -TiAl с применением алюминиевой и титановой фольги в качестве промежуточных прослоек не обеспечивает необходимого качества соединений. При использовании алюминиевой прослойки удается получить (после сварки и отжига) фазовый и химический составы металла по линии соединения близкие к основному. Но эти соединения не работоспособны из-за наличия дефектов (трещин и микропустот), которые возникают при сварке (рис. 2). В случае же применения титановой фольги сварные соединения как после сварки, так и после сварки и отжига, отличаются оп-

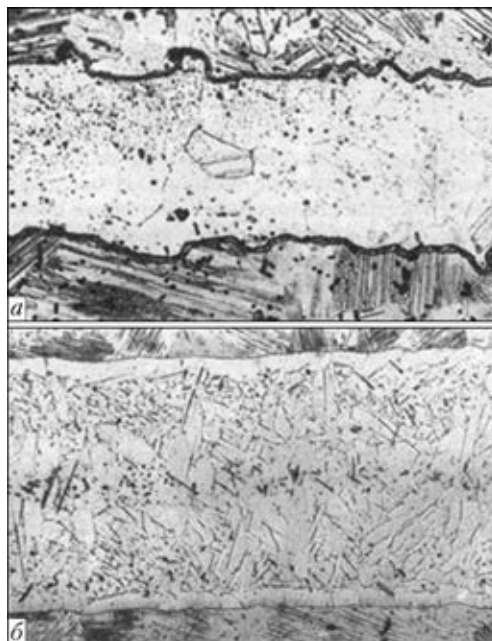


Рис. 3. Микроструктуры сварного соединения сплава γ -TiAl с прослойкой титана: *a* — после сварки ($\times 250$); *б* — после сварки и отжига ($\times 100$) [19]

ределенным уровнем прочности при нормальной температуре. Однако обеспечить жаропрочность таких соединений, близкую к жаропрочности сплава γ -TiAl, не представляется возможным, поскольку зона соединения имеет однофазное строение — α_2 (Ti₃Al) (рис. 3).

Сварка трением. Основными проблемами при получении работоспособных соединений алюминидов титана при сварке трением [21–23] являются: образование микротрещин в зоне термомеханического влияния в процессе деформации [21], растрескивание металла шва в процессе охлаждения [22], значительное повышение твердости зоны соединения [21–23], а также отсутствие оптимальных параметров режима сварки [21–23].

Описание структурных и фазовых изменений, проходящих в плоскости взаимодействия и зоне термического влияния при двух различных режимах (конвенционном и комбинированном) приведено в работе [24]. Установлено, что структура металла в плоскости соединения, полученного при конвенционной сварке, отличается от структуры металла зоны соединения при комбинированном режиме, при котором образуются чрезвычайно мелкие динамически рекристаллизованные зерна γ -TiAl без наличия ламелярной составляющей, незначительным количеством α_2 -фазы и структурным градиентом в радиальном направлении.

Известно, что качество сварного соединения зависит от времени сварки и величины осадки. В работах [25, 26] описаны исследования по свариваемости сплавов γ -TiAl и α_2 -TiAl с использованием нанослойной прослойки фольги Ti/Al при различном времени нагрева. Установлено, что в соединениях, полученных при времени нагрева



$t_n = 1,0$ с, обнаруживается прослойка шириной до 100 мкм, имеющая мелкозернистую структуру. С увеличением времени t_n до 4,0 с не обнаруживается структура металла в плоскости соединения и зоне термического влияния свариваемых сплавов характеризуется наличием чрезвычайно мелких, динамически рекристаллизованных зерен. Авторы работы предположили, что формирование мелкозернистой структуры металла в плоскости соединения способствует повышению стойкости металла стыка образованию трещин в процессе охлаждения.

Диффузионная сварка. В работе [27] расматривали сплав γ -TiAl (49 % Ti, 47 % Al и по 4 % Cr, Mn, Nb, Si, B), полученный способом прецизионного литья и горячего прессования с последующим гомогенизирующим отжигом. Как показали результаты исследований, формирование lamellarной структуры в области сварного шва обеспечивается при следующем режиме сварки: $T = 1000...1100$ °C, $t = 3$ ч, $P = 20...40$ МПа с последующей термообработкой.

В работе [28] представлены результаты исследований, которые проводили на сплаве Ti — 48 ат. % Al, легированном ниобием и марганцем. Соединения алюминидов титана получены диффузионной сваркой в вакууме без прослойки при $T = 1200$ °C и $P = 70$ МПа с последующей выдержкой в течение 20 мин. Микроструктура металла зоны соединения представлена на рис. 4.

Авторы работы установили, что граница раздела представляет собой прослойку интерметаллида, состав которого, по данным локального химического анализа, близок к составу интерметаллида Ti_3Al . Наличие хрупкой интерметаллидной прослойки снижает прочность сварного соединения, что приводит к снижению его эксплуатационных характеристик.

Для совершенствования процессов сварки и улучшения свойств неразъемных соединений сплавов γ -TiAl, авторы работ [29–32] применяли наноструктурные прослойки, которые помещали между свариваемыми поверхностями изделий. Такими прослойками могут быть одно- или многослойные покрытия [29–31] или фольги [32].

В работах [29–31] изучали свариваемость сплава γ -TiAl с применением различных нанослойных покрытий, которые наносили на свариваемые поверхности магнетронным напылением. В работе [31] показано использование покрытий из титана, ванадия, ниобия, хрома и марганца толщиной 0,5...1,5 мкм. В работах [29, 30] — покрытий системы Ti/Al состава Ti — 48...50 ат. % Al, толщина которых составляла 2,0...2,5 мкм при толщине отдельных слоев до 4 нм.

Было установлено [31], что использование покрытий из ванадия, хрома и марганца улучшает пластичность сварных соединений сплавов γ -TiAl,

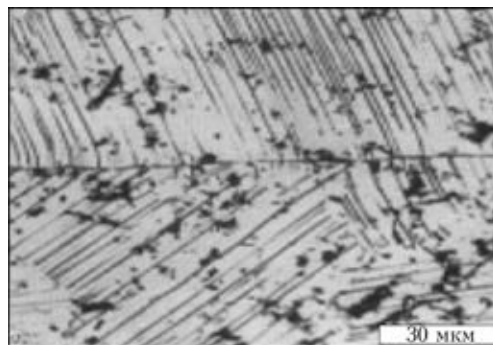


Рис. 4. Микроструктура металла зоны соединения сплава γ -TiAl, полученного диффузионной сваркой в вакууме [28]

при атомной доле указанных выше элементов в сварном соединении на уровне 1...3 %.

В работах [29, 30] показано, что осаждение тонких нанослойных покрытий Ti/Al на соединяемых поверхностях обеспечивает в процессе диффузионной сварки при температуре 1000 °C формирование в зоне соединения однородной микроструктуры. Авторы сделали заключение, что формирование прочного сварного соединения в области температур 700...1100 °C связано с динамической рекристаллизацией сплава γ -TiAl, которая приводит к измельчению структуры и обеспечивает прохождение пластической деформации.

Исследование свариваемости сплава на основе γ -TiAl с применением нанослойных прослоек, полученных по технологии, описанной в [33], провели авторы работ [32]. Сварку проводили на образцах размером 10×10×6 мм из интерметаллида γ -TiAl (48 ат. % Al, 2 ат. % Nb, 2 ат. % Mn), для которого были выбраны следующие промежуточные прослойки: Ti/Al (Ti — 38 ат. % Al), Ni/Ti (Ti — 44 ат. % Ni) и Ni/Al (Al — 46 ат. % Ni) (рис. 5).

Авторами установлено, что в процессе диффузионной сварки образцов γ -TiAl с использованием нанослойных прослоек Ni/Ti и Ni/Al в зоне соединения формируется переходная зона, неоднородная по структуре и составу [32]. При использовании нанослойной прослойки Ti/Al в зоне соединения формируется интерметаллид, состав которого соответствует исходному интерметаллиду γ -TiAl, послойно с нанометрическими периодами (меньше 200 нм) переходящий в γ -TiAl. Такие изменения состава и структуры металла в зоне соединения свидетельствуют о высокой диффузионной подвижности компонентов, что может быть обусловлено процессами тепловыделения, сопровождающими твердофазные реакции, инициированные в нанослойной фольге при нагреве [34].

Контактная сварка. В работе [35] приведены результаты исследований особенностей формирования сварных соединений на основе γ -TiAl по технологии контактной стыковой сварки сопро-

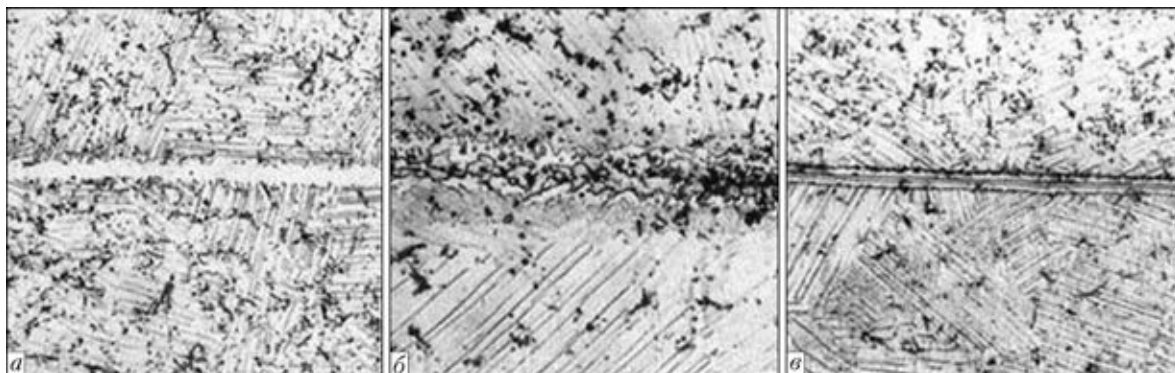


Рис. 5. Микроструктуры зоны соединения сплава γ -TiAl при диффузионной сварке с использованием нанослойных прослоек [32]: а — Ti/Al ($\times 200$), б — Ni/Ti ($\times 200$), в — Ni/Al ($\times 400$)

тивлением. Такая технология обеспечивает локальный высокоскоростной ввод тепла в зону соединения [36], что предотвращает разупрочнение металла. Учитывая опыт предыдущих разработок по контактно-стыковой сварке сложносвариваемых материалов [37], сварку сплавов на основе γ -TiAl проводили с использованием наноструктурных фольг системы Ti/Al. При использовании фольги, состоящей из слоев титана и алюминия, происходит дополнительное выделение тепла в зоне контакта, обусловленное протеканием экзотермической реакции между металлами, благодаря чему время сварки уменьшается в среднем на 0,5...0,7 с. Дополнительно в работе показано, что для обеспечения однородности нагрева, улучшения формирования и свойств сварных соединений необходимо использовать нанослойные фольги. Толщина фольги может изменяться от 60...100 мкм.

Выводы

1. Применение традиционных способов сварки, основанных на локальном плавлении материала в зоне соединения, показало, что качество полученного сварного соединения существенно зависит от фазовых превращений в участке зоны термического влияния. При отклонении режима сварки от оптимального в зоне соединения происходят фазовые превращения, сопровождающиеся объемными эффектами, что приводит к возникновению напряжений в участке зоны термического влияния и, как результат, вблизи нее образуются трещины.

2. Наиболее высокие показатели механических свойств соединений алюминидов титана получены при диффузионной сварке с использованием тонких прослоек. Однако, промышленного применения этот способ сварки не нашел. Одним из главных недостатков диффузионной сварки является необходимость длительного нагрева до высоких температур ($T = 1000...1100$ °C) всего свариваемого изделия и наличие вакуума.

3. Применение композиционных прослоек при использовании контактной стыковой сварки сопротивлением позволяет получить более равномер-

ный и концентрированный нагрев, и, как результат, — качественные соединения деталей небольшого сечения ($100...200$ мм²) из алюминидов титана, что свидетельствует о возможности использования таких технологий при промышленном изготовлении различных узлов массового производства.

4. Результаты, представленные в опубликованных работах, свидетельствуют о высокой эффективности применения наноструктурных прослоек для соединения трудносвариваемых сплавов γ -TiAl.

1. Мухин В. С. Основы технологии машиностроения (авиадвигателестроения). — Уфа: Изд-во УГАТУ, 2007. — 459 с.
2. Павлович С. П., Зайцев М. В. Применение интерметаллидных титановых сплавов при литье узлов и лопаток ГТД с облегченными высокопрочными конструкциями для авиационных двигателей новых поколений // Вест. Уфим. гос. авиац. техн. ун-та. — 2011. — 15, №4. — С. 200–202.
3. Иванов В. И., Ясинский К. К. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti_3Al и TiAl для работы при температурах 600...800 °C в авиационной технике // Технол. легк. сплавов. — 1996. — № 3. — С. 7–12, 93.
4. Lipsitt H. A., Shechtman D., Schafrik R. E. The plastic deformation of TiAl // Met. Trans. A. — 1975. — 6. — P. 1991–1998.
5. Froes F. H., Suryanarayana C., Eliezer D. Production, characteristics and commercialization of titanium aluminides // ISIJ Intern. — 1991. — 31, № 10. — P. 1235–1248.
6. Полькин И. С., Колачев Б. А., Ильин А. А. Алюминиды титана и сплавы на их основе // Технол. легк. сплавов. — 1997. — № 3. — С. 32–39.
7. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических Ti_2AlNb сплавов II. Структура и фазовые превращения при сильной деформации / Н. В. Казанцева, Б. А. Гринберг, Н. П. Гуляева и др. // Физ. металла и металловедение. — 2003. — 96, № 4. — С. 23–32.
8. Kim Y.-W., Dimiduk D. M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides // JOM. — 1991. — № 8. — P. 40–47.
9. Механические свойства литых сплавов γ -TiAl / О. А. Баных, К. Б. Поварова, Г. С. Браславская и др. // Металловедение и терм. обработка мет. — 1996. — № 4. — С. 11–14.
10. Boggs Robert N. Titanium aluminide true space-age material // Des. News. — 1989. — 45, № 12. — P. 51–53.
11. Анташаев В. Г., Иванов В. И., Ясинский К. К. Разработка технологии получения литых деталей из интерметаллидного сплава TiAl и их использование в конструкциях // Техн. легк. сплавов. — 1996. — № 3. — С. 20–23.



12. Хино Н., Нисиямо Ю. Использование алюминидов титана // *Metals Technol.* — 1990. — **60**, № 7. — Р. 70–76.
13. Arenas M. F., Acoff V. L. Analysis of gamma titanium aluminide welds produced by gas tungsten arc welding // *Welding J.* — 2003. — № 5. — Р. 110–115.
14. Kelly T. Repair welding of gamma titanium aluminide castings // *Proc. of the 3rd Intern. SAMPE metals conf.*, Covina, 25–30 May 1992. — Covina: SAMPE, 1992. — Р. 183–191.
15. Bharani D. J., Acoff V. L. Autogenous gas tungsten arc weldability of cast alloy Ti–48Al–2Cr–2Nb (atomic percent) versus extruded alloy Ti–46Al–2Cr–2Nb–0,9Mo (atomic percent) // *Met. and Mater. Trans. A.* — 1998. — **29**, № 13. — Р. 927–935.
16. Titanium aluminide: electron beam weldability / R. A. Paterson et al. // *Welding J.* — 1990. — № 1. — Р. 39–44.
17. The effect of postweld heat treatment on the structure and properties of electron beam welded Ti–48Al–2Cr–2Nb / C. M. Jensen, H. Zhang, W. A. Baeslack, T. J. Kelly // *Abs. of papers, presented at 79th AWS annual meeting.* — Miami: AWS, 1998. — Р. 179–180.
18. Выбор температуры предварительного подогрева γ -алюминидов титана при ЭЛС / Г. К. Харченко, А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко и др. // *Автомат. сварка.* — 2001. — № 11. — С. 20–23.
19. Сварка давлением интерметаллического сплава γ -TiAl / А. Н. Юштин, В. Н. Замков, В. К. Сабокаръ и др. // *Там же.* — 2001. — № 1. — С. 33–37.
20. Особенности структурных изменений жаропрочного сплава на основе Ti₃Al при сварке давлением в вакууме / В. Н. Замков, Л. И. Маркашова, Л. С. Киреев, И. К. Тяпко // *Там же.* — 1992. — № 9–10. — С. 13–16.
21. Baeslack W., Threadgill P., Nicholas E. Linear friction welding of alpha-two titanium aluminide // *TWI Research Report.* — 1992. — **442**. — Р. 204–210.
22. Miyashita T., Hino H. Friction welding characteristics of TiAl intermetallic compound // *J. Japan Inst. Metals.* — 1994. — **58**, № 2. — Р. 215–220.
23. Linear friction welding of Ti–48Al–2Cr–2Nb (at. %) titanium aluminide / W. Baeslack, P. Threadgill, E. Nicholas, T. Broderick // *Proc. of the 8th World conf. on titanium*, Birmingham, 22–26 Oct. 1995. — Birmingham: Inst. of Materials, 1995. — Р. 424–431.
24. Кучук-Яценко С. И., Зяхор И. В. Особенности сварки трением алюминидов титана // Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях: Мат. 9-й Ежегод. междунар. конф., Славское, 9–13 февр. 2009 г. — Киев: УИЦ «Наука. Техника. Технология», 2009. — С. 442–445.
25. Зяхор И. В., Кучук-Яценко С. И., Устинов А. И. Использование нанослоистой фольги системы Ti–Al при сварке трением сплавов на основе алюминидов титана // *Славянские чтения: Тр. конф.*, Липецк, 4–5 июня 2009 г. — Липецк: Изд-во ЛГТУ, 2009. — С. 338–343.
26. Зяхор И. В., Кучук-Яценко С. И. Структура соединений алюминидов титана при сварке трением с применением нанослойной фольги системы Ti–Al // Быстрозакаленные материалы и покрытия: Тр. 8-й Всерос. с междунар. участием науч.-техн. конф., Москва, 30 нояб.–1 дек. 2009 г. — М.: МАТИ, 2009. — С. 51–56.
27. Cam G., Bohm K.-H., Kocak M. Diffusionsschweißen feingegossener Titanaluminide // *Schweißen und Schneiden.* — 1999. — № 8. — С. 470–475.
28. Получение неразъемных соединений сплавов на основе γ -TiAl с использованием нанослойной прослойки Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме / А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, А. Я. Ищенко и др. // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 1. — С. 17–21.
29. Solid-state diffusion bonding of gamma-TiAl alloys using Ti/Al thin films as Interlayers / L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Viera et al. // *Intermetallics.* — 2006. — № 14. — Р. 1151–1156.
30. Nanometric multilayers: A new approach for joining TiAl / A. S. Ramos, M. T. Viera, L. I. Duarte et al. // *Ibid.* — 2006. — № 14. — Р. 1157–1162.
31. Yan R., Somekh R. E., Wallach E. R. Solid-state bonding of TiAl with interlayers // *Proc. of the 3rd Intern. conf. on trends in welding research*, Gattinburg, Tennessee, USA 1–5 Jun. 1992. — Ohio: ASM International, Materials Park, 1992. — Р. 1063–1067.
32. Диффузионная сварка в вакууме сплава на основе γ -TiAl с использованием нанослойных прослоек / Г. К. Харченко, А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко и др. // *Автомат. сварка.* — 2011. — № 3. — С. 7–11.
33. Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг TiAl, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко и др. // *Спец. электрометаллургия.* — 2008. — № 2. — С. 21–28.
34. Особенности контактной сварки алюминидов титана с использованием нанослойных алюминиево-титановых фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швеиц, А. Г. Сахацкий, А. А. Наконечный // *Автомат. сварка.* — 2009. — № 3. — С. 19–22.
35. Кочергин А. К. Контактная сварка. — Л.: Машиностроение, 1987. — 240 с.
36. Особенности контактной стыковой сварки алюминиевых сплавов с использованием наноструктурных алюминиево-никелевых и алюминиево-медных фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швеиц, А. Г. Сахацкий, А. А. Наконечный // *Свароч. пр-во.* — 2007. — № 9. — С. 12–14.

Поступила в редакцию 01.03.2013



РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ ОБРАБОТКИ ВЗРЫВОМ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОЛЬЦЕВЫХ ШВАХ ТРУБОПРОВОДОВ

А. Г. БРЫЗГАЛИН

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

Снижение остаточных напряжений в кольцевых швах трубопроводов представляет собой трудоемкий и дорогостоящий процесс. Обработка взрывом в качестве альтернативы термообработке обеспечивает существенное снижение затрат времени и средств. Разработан расчетно-экспериментальный метод определения режимов обработки взрывом кольцевых швов труб различного типоразмера. Метод основан на использовании общего вида зависимости деформации стенки цилиндрической оболочки от внешней статической нагрузки, полученной в рамках теории упругости, применительно к решению задачи определения величины динамической нагрузки, необходимой для создания пластических деформаций, обеспечивающих снижение остаточных напряжений в кольцевых швах труб. На основе этого метода выведены зависимости для расчета основных параметров обработки взрывом. Проведены экспериментальные исследования, подтверждающие пригодность полученных зависимостей для практического использования без участия разработчиков технологии. Библиогр. 13, табл. 2, рис. 3.

Ключевые слова: обработка взрывом, термообработка, остаточные напряжения, деформации, кольцевой шов, трубопроводы

Остаточные сварочные напряжения (ОН) от кольцевых швов могут существенным образом снизить работоспособность трубопроводов, работающих в условиях низких температур, воздействия агрессивной среды и других неблагоприятных факторов [1, 2]. Снижение ОН осуществляется с помощью термообработки, являющейся дорогостоящей и трудоемкой технологией [3]. Альтернативой термообработке может служить обработка взрывом (ОВз), обеспечивающая на порядок меньшую себестоимость и высокую производительность.

Технология ОВз нашла широкое применение для обеспечения надежности и долговечности технологических трубопроводов глиноземного производства и газовых месторождений с повышенным содержанием сероводорода, осуществляющих транспортировку коррозионноактивной среды, вызывающей растрескивание кольцевых сварных швов. Уникальный опыт применения ОВз для предотвращения лавинообразного растрескивания получен при прокладке газопровода Таас-Тумус-Якутск, на котором было обработано 295 монтажных стыков, выполненных ручной дуговой сваркой в трассовых условиях. Отсутствие повреждений обработанных стыков газопровода, в том числе в крайне суровых зимних условиях, свидетельствует об эффективности применения ОВз конструкций, работающих при низких температурах. Очевидным преимуществом ОВз перед термообработкой является отсутствие необходимости в использовании специального оборудования и источников

энергии. Технология может быть использована не только при монтаже трубопроводов, но и при выполнении оперативных задач по ремонту и замене поврежденных участков.

Оперативный выбор режимов ОВз кольцевых швов труб имеет важное практическое значение, особенно в тех случаях, когда его точность обеспечивает выбор режимов, близких к оптимальным, позволяя избежать применения дорогостоящих экспериментальных исследований.

Рассмотрим особенности процесса ОВз зарядами, представляющими собой некоторое количество витков детонирующего шнура (ДШ), расположенных на наружной поверхности трубы вблизи шва. На рис. 1, а приведена обобщенная эпюра упругих тангенциальных деформаций стенки трубы от кольцевого шва. Нагрузка от взрывного воздействия в принятой схеме считается равномерно распределенной и должна быть приложена к зоне действия ОН сжатия [4] (участок АВ, рис. 1, б). Поперечное сечение заряда из ДШ показано на рис. 1, в в виде кружков.

Для однозначного определения режима ОВз кольцевого шва трубы известного типоразмера необходимо найти массу заряда m , ширину заряда a и расстояние от оси обрабатываемого кольцевого шва до ближнего к нему края заряда b [5]. Масса заряда определяет величину создаваемой взрывом деформации стенки трубы, следовательно, выбор ее должен зависеть от сопротивляемости трубы деформированию, т. е. от цилиндрической жесткости (геометрических параметров)



и предела текучести материала. Параметры заряда a и b определяют местоположение создаваемых деформаций.

Известны как аналитические, так и численные методы решения динамических задач [6, 7]. Эти методы, как и формы представления получаемых с их помощью решений, обычно весьма громоздки, трудны для анализа и требуют использования в каждом конкретном случае уточняющих экспериментов. Представляется целесообразным, используя имеющиеся результаты расчетных исследований и накопленный опыт практических приемов подбора параметров заряда, разработать достаточно простой инженерный метод, позволяющий оперативно рассчитывать оптимальные значения параметров ОВЗ кольцевых швов труб различных типоразмеров.

Учитывая, что окружающие напряжения (эксплуатационные и сварочные) в трубопроводах как правило существенно выше осевых, а также то, что ОВЗ заведомо приводит к снижению осевых остаточных сварочных напряжений [7], в настоящей работе исследовали распределение в швах только окружных ОН.

Расчет ширины заряда. Причиной появления остаточных деформаций и напряжений в сварном соединении является образование пластической деформации укорочения в процессе сварочного нагрева, ширину зоны которой обозначим как $b_{\text{п}}$. Ширина заряда a должна быть такой, чтобы обеспечить деформирование стенки трубы в зоне образования упругих сварочных деформаций сжатия, т. е. равна ширине отрезка $[AB]$ (рис. 1). Таким образом, параметр ОВЗ b должен быть равен $b_{\text{п}}$, положение точки A соответствует координате $x = b_{\text{п}}$, положение точки B определяется координатой перехода в нуль эпюры сварочных упругих деформаций сжатия. Дальнейшее увеличение ширины заряда не приведет к заметному повышению эффективности ОВЗ, хотя и не создаст каких-либо негативных последствий кроме перерасхода ДШ и времени на монтаж заряда.

Практика измерения ОН в трубах показывает, что ширина этой зоны даже для труб одного типоразмера может различаться, так как зависит от условий выполнения сварки кольцевого шва, условий изготовления самой трубы, погрешности измерения и других факторов. В то же время многочисленные экспериментальные исследования и промышленное использование ОВЗ свидетельствуют о том, что применяемая схема ОВЗ обеспечивает высокую эффективность даже при некоторых отклонениях выбранной ширины заряда от принимаемой в рассмотренной схеме. Это свидетельствует о том, что даже при самой корректной теоретической постановке задачи точность расчетных данных может быть нивелирована слу-

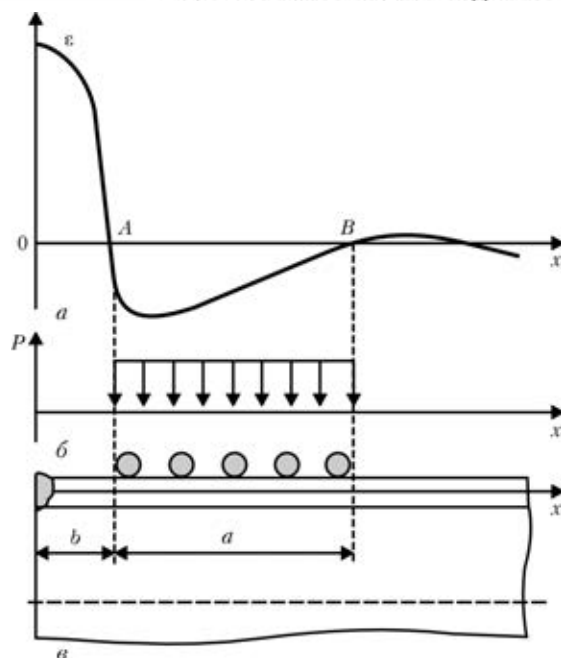


Рис. 1. Схема расположения заряда при ОВЗ: a — обобщенная эпюра тангенциальных остаточных упругих деформаций; b — распределение нагрузки от взрывного воздействия; ϵ — расположение заряда из ДШ

чайными факторами, которые невозможно учесть в расчетной модели.

В связи с этим выберем простейшую схему расчета ширины зоны деформаций сжатия.

Действие сварного шва на остальную трубу будем моделировать равномерно распределенной по окружности поперечного сечения трубы и сосредоточенной в направлении продольной оси x внешней сжимающей нагрузкой P (рис. 2). При такой постановке задачи условно считается, что $b_{\text{п}} = 0$.

Уравнение изогнутой оси оболочки для данного случая принимает вид [8]:

$$w = 0,125Pe^{-\beta x}(\sin\beta x + \cos\beta x)/D_{\beta}\beta^3. \quad (1)$$

где $\beta = [3(1 - \nu^2)/R^2h^2]^{0,25}$ — вспомогательный геометрический параметр трубы; ν — коэффи-

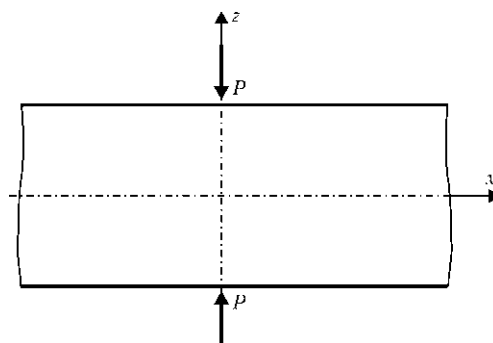


Рис. 2. Схема расчета ширины заряда для ОВЗ кольцевого шва труб: P — распределенная по кольцу нагрузка; x — расстояние вдоль образующей трубы от места приложения нагрузки



ент Пуассона; R — радиус; h — толщина; $D_\beta = Eh^3/12(1-\nu^2)$ — цилиндрическая жесткость оболочки; E — модуль упругости стали обрабатываемой трубы.

Ширину заряда ОВЗ определим по координате точки x , при которой $w = 0$:

$$\sin\beta x + \cos\beta x = 0.$$

Поскольку нас интересует только первый положительный корень уравнения (1), окончательно найдем:

$$a = x|_{w=0} = 0,75\pi/\beta, \quad (2)$$

или в более простом виде

$$a = 1,8 \sqrt{Rh}. \quad (3)$$

Определение массы заряда. Масса заряда равна массе взрывчатого вещества (ВВ) в ДШ и может быть выражена следующим образом:

$$m = 2\pi R n j, \quad (4)$$

где n — количество витков ДШ; j — погонная навеска ВВ в ДШ.

Учитывая то, что заряды для ОВЗ кольцевых швов труб изготавливаются из ДШ, который характеризуется весьма стабильными детонационными характеристиками, можно принять, что динамический предел текучести σ_T^d пропорционален статическому пределу текучести σ_T :

$$\sigma_T^d = K \sigma_T. \quad (5)$$

Допустим также, что в момент появления первых пластических деформаций под зарядом данные расчета трубы как упругой статической оболочки окажутся достаточно достоверными, несмотря на динамический характер решаемой задачи.

Рассмотрим следующую задачу (рис. 3). Бесконечно длинная труба в некоторой своей части шириной a нагружена по кольцу равномерно распределенной нагрузкой p (рис. 1, б). Рассечем эту трубу по плоскостям $x = 0,5a$ и $x = -0,5a$ на три части, а действие их друг на друга уравновесим распределением изгибающих моментов M и перерезывающих сил Q , действующих в этих сечениях.

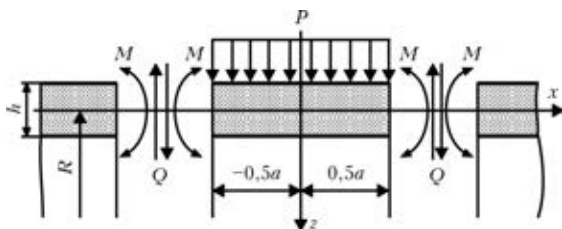


Рис. 3. Расчетная модель для определения величины заряда

Функции прогиба оболочек находятся путем решения дифференциального уравнения симметричной деформации круговой цилиндрической оболочки с постоянной толщиной [8]:

$$\frac{d^4 w}{dx^4} + 4\beta^4 w = \frac{p}{D_\beta} \quad (6)$$

и имеют вид

$$w_1 = e^{-\beta x} (C_1 \cos\beta x + C_2 \sin\beta x) + e^{\beta x} (C_3 \cos\beta x + C_4 \sin\beta x) + 0,25p/\beta^4 D_\beta \quad (7)$$

для первой (центральной, конечной длины) части трубы и

$$w_2 = e^{-\beta(x-0,5a)} [C_5 \cos\beta(x-0,5a) + C_6 \sin\beta(x-0,5a)] \quad (8)$$

для второй (правой, полубесконечной длины) ее части; C_1 – C_6 — неизвестные коэффициенты; $0,25p/\beta^4 D_\beta$ — частное решение уравнения (3).

Учитывая, что $w_1(x) = w_2(-x)$, находим, что $C_3 = C_1$, $C_4 = -C_2$.

Из условия равенства прогибов, углов поворота стенки, моментов и перерезывающих сил оболочек 1, 2 в точке $x = 0,5a$, определим C_1 и C_2 :

$$C_1 = -p \frac{1}{8\beta^4 D_\beta k}; \quad C_2 = p \frac{\operatorname{tg}(0,5\beta a)}{8\beta^4 D_\beta k},$$

где $k = (\cos 0,5\beta a + \operatorname{tg} 0,5\beta a \sin 0,5\beta a) e^{0,5\beta a}$.

Тогда

$$w_1 = \frac{p}{8\beta^4 D_\beta k} [e^{-\beta x} (-\cos\beta x + \operatorname{tg} 0,5\beta a \sin\beta x) + e^{\beta x} (-\cos\beta x - \operatorname{tg} 0,5\beta a \sin\beta x) + 2k]. \quad (9)$$

Максимальные кольцевые напряжения (при $x = 0$) $\sigma_{\beta \max}$ в оболочке могут быть найдены по формулам [9]:

$$\sigma_{\beta \max} = N/h + 6\nu M/h^2; \quad N = -Ehw/R; \quad M = -D_\beta d^2 w/dx^2, \\ \sigma_{\beta \max} = \frac{pR}{hk} \left[1 - k - \frac{3\nu \operatorname{tg} 0,5\beta a}{\sqrt{3(1-\nu^2)}} \right] = pf(R, h, a), \quad (10)$$

где $f(R, h, a)$ — функция, определяемая только геометрическими параметрами трубы и схемы нагружения.

Для того, чтобы оценить возможности использования решения статической задачи для подбора параметров соответствующего динамического нагружения трубы, приведем следующие рассуждения.

1. Исходя из того, что выражение для статического максимального напряжения состоит из двух множителей: силового p и геометрического $f(R, h, a)$, предположим, что в динамической постановке структура выражения для максимального



динамического напряжения будет аналогичной (10):

$$\sigma_{\beta_{\max}}^d = A_d f(R, h, a), \quad (11)$$

где I — равномерно распределенный импульс давления при ОВз; A_d — некоторая функция, учитывающая динамику процесса и определяемая только свойствами ВВ;

2. Для достижения высокой эффективности ОВз необходимо создать динамические напряжения, равные динамическому пределу текучести.

Из (5), (11) с учетом сделанных допущений получим:

$$K\sigma_T = A_d f(R, h, a).$$

Обычно K и A_d неизвестны, поэтому полученное выражение можно записать в виде:

$$\sigma_T = A f(R, h, a). \quad (12)$$

Учитывая возможные погрешности принятых выше допущений, для определения функции A будем использовать экспериментально полученную информацию об уже хорошо отработанном режиме с параметрами I_0 , a_0 для некоторой трубы, которую назовем эталонной, с характеристиками R_0 , h_0 , σ_{T0} :

$$\sigma_{T0} = A I_0 f(R_0, h_0, a_0).$$

С учетом (10) запишем для эталонной трубы:

$$\sigma_{T0} = \frac{A I_0 R_0}{h_0 k_0} \left[1 - k_0 - \frac{3v \operatorname{tg} 0,5\beta_0 a_0}{\sqrt{3(1-v^2)}} \right],$$

для исследуемой трубы:

$$\sigma_T = \frac{A I R_i}{h_i k_i} \left[1 - k_i - \frac{3v \operatorname{tg} 0,5\beta_i a_i}{\sqrt{3(1-v^2)}} \right]$$

и после соответствующих преобразований получим:

$$I_i = I_0 \frac{\sigma_{T_i} R_0 h_i}{\sigma_{T_0} R_i h_0} \left(\frac{k_i}{k_0} \frac{1 - k_0 - 3v \operatorname{tg} 0,5\beta_0 a_0 / \sqrt{3(1-v^2)}}{1 - k_i - 3v \operatorname{tg} 0,5\beta_i a_i / \sqrt{3(1-v^2)}} \right).$$

Отметим, что импульс давления I обратно пропорционален ширине заряда, прямо пропорционален массе заряда ВВ, приходящейся на единицу площади трубы, а масса заряда определяется выражением (4), т. е. $I \sim jn/a$, с учетом чего получим

$$n_i = n_0 \frac{j_0 a_i \sigma_{T_i} R_0 h_i}{j_i a_0 \sigma_{T_0} R_i h_0} \left(\frac{k_i}{k_0} \frac{1 - k_0 - 3v \operatorname{tg} 0,5\beta_0 a_0 / \sqrt{3(1-v^2)}}{1 - k_i - 3v \operatorname{tg} 0,5\beta_i a_i / \sqrt{3(1-v^2)}} \right). \quad (13)$$

Выражение (13) позволяет рассчитывать непосредственно количество витков ДШ, необходи-

мое для эффективной ОВз кольцевых швов труб заданного типоразмера, а также определить оптимальный для конкретного случая ДШ по погонной навеске, которая бывает 6, 12, 14, 18, 33 г/м для промышленно выпускаемых шнуров [10].

Покажем, что полученное условие определения ширины заряда (2) позволяет упростить выражение (13). Обозначим часть этого выражения, заключенную в скобки, через φ :

$$\varphi = \left(\frac{k_i}{k_0} \frac{1 - k_0 - 3v \operatorname{tg} 0,5\beta_0 a_0 / \sqrt{3(1-v^2)}}{1 - k_i - 3v \operatorname{tg} 0,5\beta_i a_i / \sqrt{3(1-v^2)}} \right).$$

Подставим сюда значение ширины заряда, определяемое выражением (2): $a_0 = 0,75\pi/\beta_0$, $a_i = 0,75\pi/\beta_i$, тогда $\beta_0 a_0 = \beta_i a_i = 0,75\pi$, $k_0 = k_i$ для всех типоразмеров труб, в том числе и для эталонной, а это значит, что $\varphi = 1$ и выражение 13 принимает вид:

$$n_i = n_0 \frac{j_0 a_i \sigma_{T_i} R_0 h_i}{j_i a_0 \sigma_{T_0} R_i h_0}. \quad (14)$$

Расчет расстояния от оси шва до ближнего края заряда. Для определения этого параметра рассмотрим рис. 1. Расстояние от оси шва до ближнего края заряда должно быть равно ширине зоны пластических деформаций укорочения, возникающих при сварке. Воспользуемся хорошо известным расчетным способом определения ширины зоны пластических деформаций, предложенным Г. А. Николаевым [11]:

$$b_n = \frac{B\rho}{\rho - \varepsilon_T}, \quad \rho = \frac{0,484\alpha q_0}{c^*(x_1 + x_2 - 2B)}, \quad (15)$$

где B — ширина свариваемых пластин; ε_T — деформация, соответствующая напряжениям, равным пределу текучести стали; α — коэффициент линейного расширения при нагреве; $q_0 = q/2vh$ — погонная энергия сварки; $q = \eta IU$ — эффективная мощность источника нагрева; η — КПД источника нагрева; I — сварочный ток; U — напряжение дуги; v — скорость сварки; c^* — теплоемкость стали в специфических условиях сварки, которая может быть принята равной теплоемкости при постоянном объеме; x_1, x_2 — положение точек сварного соединения на оси x , в которых температура при сварке T достигает 600 и 500 °С соответственно и рассчитывается по формуле Н. Н. Рыкалина [6] ($x = 0,484q_0/c^*T$). Напряжение дуги при ручной дуговой сварке (РДС) согласно ГОСТ 35-75 определяется по формуле $U = 20 + 0,04I$, сварочный ток устанавливается сварщиком; сварочный ток при полуавтоматической сварке определяется по амперметру



полуавтомата или по приведенной для РДС формуле в зависимости от напряжения дуги, фиксируемого вольтметром полуавтомата; сварочные параметры при автоматической сварке определяются по приборам автомата или источника питания.

В рассматриваемой Г. А. Николаевым модели сварного соединения считается, что действие термомодеформационных процессов при сварке распространяется на всю ширину свариваемых пластин, тогда как в реальном соединении величина упругих деформаций (образующихся при сварке и остаточных) быстро затухает по мере удаления от оси шва и реактивное действие деформациям и напряжениям, связанным с пластическим укорочением высоконагретого металла при сварке, оказывает лишь часть металла, прилегающая к зоне деформаций укорочения. В нашем случае ширина этой реактивной зоны (зоны остаточных упругих деформаций сжатия) определяется точкой B на рис. 1. Ширина этой зоны определена выше выражением (2). Подставляя (2) в (15), получим выражение для расчета ширины зоны пластических деформаций укорочения при сварке кольцевых соединений труб:

$$b_n = \frac{1,8\sqrt{Rh}}{1 - \frac{\sigma_T}{\alpha E} \left(\frac{1}{600} + \frac{1}{500} - 3,6 \frac{c^* \sqrt{Rh}}{0,484 q_0} \right)} \quad (16)$$

Коэффициенты, отражающие свойства материала трубы, для низкоуглеродистых сталей имеют следующие средние значения в системе размерности СИ [11]:

$$c^* = 5,2 \cdot 10^6 \text{ Дж/м}^3 \text{ } ^\circ\text{C}, \alpha = 15 \cdot 10^{-6} \text{ } 1/^\circ\text{C}, E = 2 \cdot 10^{11} \text{ Па}.$$

КПД источника нагрева η определяется экспериментально и является справочной величиной [7].

С учетом приведенных значений коэффициентов, а также того, что источник сварочного нагрева имеет физическую ширину и нагрев основ-

ного металла осуществляется фактически от линии сплавления, окончательное выражение для определения расстояния от оси шва до ближнего края заряда ВВ при РДС примет вид:

$$b = \frac{1,8\sqrt{Rh}}{1 - 1,53 \cdot 10^{-9} \sigma_T \left(1 - 11,3 \cdot 10^9 \frac{\sqrt{Rh}}{q_0} \right)} + S_{ш}, \quad (17)$$

где $S_{ш}$ — половина ширины кольцевого шва. В случае многопроходной сварки ширина зоны пластических деформаций определяется проходом с наибольшим q_0 , сварочные параметры которого и должны быть приняты для расчета. Чаще всего таковым является последний проход.

Для проверки предложенного способа расчета режимов ОВЗ кольцевых швов труб в качестве эталонной приняли трубу класса прочности Х46 японской поставки со следующими параметрами: радиус $R = 0,36$ м, толщина стенки $h = 0,0172$ м, $\sigma_T = 440 \cdot 10^6$ Па, $S_{ш} = 0,009$ м, количество витков ДШ с погонной навеской $12 \cdot 10^{-3}$ кг/м — 8, общая ширина навивки заряда — 0,14 м. Приведенный режим обработки этой трубы отрабатывался при разработке технологии ОВЗ для Оренбургского газоконденсатного месторождения. С учетом этого выражение (14) примет вид:

$$n_i = 0,033 \cdot 10^{-6} \sigma_{Ti} a_i h_i / j_i R_i$$

Учитывая, что в эталонной трубе после ОВЗ ОН не стали равны нулю, а составляли 80 МПа (результаты приведены ниже), а также имеющийся опыт ОВЗ кольцевых швов, численный коэффициент примем равным $0,04 \cdot 10^{-6}$ и окончательно запишем выражение для определения количества витков ДШ в виде:

$$n_i = 0,04 \cdot 10^{-6} \sigma_{Ti} a_i h_i / j_i R_i \quad (18)$$

Для проверки эффективности предложенной методики провели контрольные эксперименты по расчетным режимам, представленным в табл. 1, результаты измерения напряжений приведены в табл. 2. Измерение напряжений проводили с помощью известного способа разрушающей тензометрии с использованием деформометра с ценой деления шкалы индикатора 2 мкм. В строке 7 табл. 1 в числителе даны режимы ОВЗ эталонной трубы, рассчитанные по разработанному методу, в знаменателе — режимы, по которым проводилась реальная ОВЗ (до разработки метода расчета).

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что ОВЗ улучшила напряженное состояние не только некоторых отдельно взятых образцов, но и в среднем по всем образцам, использованным в данной серии экспериментов. Кроме того, результаты снижения ОН достаточно

Таблица 1. Режимы ОВЗ кольцевых швов труб

№ п/п	Типоразмер труб ($2R \times h$), мм	σ_T , МПа	n , витков ДШ-А ($j = 12$ г/м)	a , мм	b , мм
1	115×4	240	2	28	19
2	115×8	240	4	39	29
3	150×8	280	4	44	28
4	160×5	280	2	36	21
5	530×7	350	2	78	20
6	530×9	350	3	88	22
7	720×17,2	440	9,8/8	142/140	19/40
8	168×14	280	10	62	25



Таблица 2. Результаты экспериментальной проверки метода расчета

№ п/п	Типоразмеры труб (D×h), мм	Остаточные напряжения, МПа		
		$\sigma_{и}$, МПа	$\sigma_{к}$, МПа	$\Delta\sigma$, МПа
1	115×4	150	–30	180
2	160×5	200	–50	250
3	115×8	200	–20	220
4	150×8	250	0	250
5	530×7	300	50	250
6	530×9	300	50	250
7	168×14	250	0	250
8	720×17,2	440	80	360

Примечание. $\sigma_{и}$ — исходные (после сварки) ОН; $\sigma_{к}$ — результирующие после ОВЗ ОН; $\Delta\sigma$ — величина снижения ОН (все приведенные значения напряжений относятся к наружной поверхности труб).

близки для всех испытанных образцов, в среднем для этой группы труб ОН снижены до нулевого уровня. Ни в одном из контрольных экспериментов не произошло недопустимых отклонений результатов, а именно, не было случаев неэффективной с точки зрения снижения ОН обработки, как и случаев чрезмерной деформации обрабатываемых труб. Остаточные прогибы труб в местах обработки не превышают допустимые [12, 13]. Это подтверждает пригодность разработанной ме-

тодики выбора режимов ОВЗ для практического применения.

1. Голиков Н. И. Оценка состояния сварных соединений трубопроводов Севера: Дис. ... канд. техн. наук. — Якутск, 2000. — 140 с.
2. Перунов Б. В., Кушнаренко В. М. Профилактика коррозии — гарантия эффективности. — Челябинск: Южно-Урал. кн. изд-во, 1983. — 63 с.
3. Пономарева И. Н. Остаточные сварочные напряжения при многопроходной сварке стыков трубопроводов // Свароч. пр-во. — 2009. — № 1. — С. 7–11.
4. Петушков В. Г. Применение взрыва в сварочной технике. — Киев: Наук. думка, 2005. — 753 с.
5. Брызгалин А. Г. Снижение остаточных сварочных напряжений в кольцевых швах трубопроводов обработкой взрывом: Дис. ... канд. техн. наук. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2006. — 135 с.
6. Определение параметров заряда взрывчатого вещества для снятия остаточных напряжений в кольцевых швах / В. М. Кудинов, В. Г. Петушков, Н. В. Березина и др. // Автомат. сварка. — 1975. — № 9. — С. 63–65.
7. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций // Напряженное состояние в районах кольцевых стыков труб при обработке взрывом. — Киев: Наук. думка, 1976. — С. 291–296.
8. Тимошенко С. П., Войновский-Кригер С. Пластинки и оболочки. — М.: Физматгиз, 1963. — 635 с.
9. Работнов Ю. Н. Сопротивление материалов. — М.: Физматгиз, 1962. — 456 с.
10. Перечень рекомендуемых промышленных взрывчатых материалов, приборов взрывания и контроля. — М.: Недра, 1987. — 60 с.
11. Касаткин Б. С., Прохоренко В. М., Чертов И. М. Напряжения и деформации при сварке. — Киев: Вища шк., 1987. — 246 с.
12. ГОСТ 20295–74. Трубы стальные сварные для магистральных газонефтепроводов.
13. СНиП 2.05.06–85. Магистральные трубопроводы. — М.: Госкомстрой, 1985.

Поступила в редакцию 01.04.2013

ТЕХНОЛОГИЯ И ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ СВАРКИ ТРЕНИЕМ

В ИЭС им. Е.О. Патона разработаны технологии сварки трением металлов и сплавов в однородном и разнородном сочетаниях, в том числе:

- инструментальных сталей с конструкционными (составной концевой металлорежущий инструмент);
- коррозионно-стойких сталей с конструкционными (валы химических насосов, ролики отделочных машин текстильного производства);
- жаропрочных сплавов с конструкционными сталями (биметаллические клапаны двигателей автомобилей, роторы турбокомпрессоров дизелей);
- легированных высокопрочных сталей с углеродистыми равного и неравного сечения (корпуса гидроцилиндров, шток-поршни, валы);
- алюминия и его сплавов со сталью и медью (биметаллические переходники);
- композиционных материалов и металлокерамики с медью (контакты электроаппаратуры);
- меди, бронзы и латуни со сталью (блоки цилиндров аксиально-поршневых гидромашин).



Биметаллические переходники

Сварные элементы автотракторной техники



ПРИВАРКА СТАЛЬНЫХ ШПИЛЕК К АЛЮМИНИЕВЫМ ЛИСТАМ

Д. М. КАЛЕКО

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

С учетом экономической и экологической целесообразности замены стальных конструкций сплавами алюминия в транспортном машиностроении и строительстве и связанной с этим потребности в стальном крепеже, обеспечивающем необходимую нагрузку, разработаны технология приварки стальных шпилек к алюминиевому листу и конструкция привариваемой шпильки. Показано, что применение для этого теплового барьера в виде испаряемого цинкового покрытия на торце шпильки снижает вероятность образования хрупких интерметаллидных соединений в переходном слое между стальной шпилькой и алюминиевым листом, а увеличенная поверхность приварки обеспечивает равнопрочность соединения со стальной шпилькой. Библиогр. 10, рис. 6.

Ключевые слова: сварка стали и алюминия, приварка шпилек, тепловые барьеры, покрытия

В последние годы замена стали алюминиевыми сплавами, особенно в транспортном машиностроении и отделочных работах при строительстве зданий и сооружений, находит широкое применение и позволяет снизить массу, повысить коррозионную стойкость и связанные с этим экономические и экологические достоинства продукции. При этом, естественно, возникает проблема либо крепления алюминиевых листов к несущей конструкции, либо использования поверхностей алюминиевых корпусов для навешивания на них приборов и аппаратуры, трубопроводов и электрических проводов. Как правило, это решается сверловкой отверстий, ослабляющих алюминиевый корпус, или приваркой крепежных деталей без нарушения целостности конструкции.

Одним из массовых методов присоединения крепежа к изделиям различного назначения является механизированная приварка шпилек [1]. Правда, существующие методы в основном предназначены для соединения однородных металлов.

Шпильки для массового применения, в том числе и из алюминиевых сплавов, изготавливают методом холодной высадки в соответствии со стандартом ISO 13918. Согласно этому же стандарту выбор алюминиевых сплавов ограничен алюминием Al 99,5 и сплавом AlMg3 (AMg3). Учитывая прочность материала, практическое применение шпилек из алюминиевых сплавов предполагает незначительную массу навешиваемого элемента изделия.

Нагрузку на крепеж можно повысить, применив стальные шпильки вместо алюминиевых. Однако известная проблема охрупчивания зоны сварки нерастворимыми соединениями железа и алюминия не позволяет применить стандартные

стальные шпильки и известные способы их приварки к алюминиевым изделиям.

В последние годы появились реальные методы [2] соединения стали и алюминия плавлением, которые позволили получать удовлетворительный результат при уменьшении тепловложения в процесс, главным образом в стальную деталь.

Ранее в работе [3] было показано, что приварка стальных и алюминиевых шпилек к листам из тех же материалов при разнородном их сочетании разрядом конденсаторов дает возможность получить удовлетворительные соединения благодаря кратковременности процесса. Несмотря на наличие в зоне стыка некоторого количества интерметаллидной фазы она не снижает качество соединения, поскольку не представляет собой непрерывный слой, а вкраплена в мягкую алюминиевую матрицу.

Однако при многих достоинствах, обусловленных кратковременностью разряда при конденсаторной приварке шпилек, та же кратковременность процесса требует относительно высокой точности при изготовлении шпильки и производстве работ. В частности, необходимость высокой чистоты поверхности и сохранение с высокой точностью (приблизительно $\pm 2^\circ$ для шпильки М6) перпендикулярности оси ручного инструмента – сварочного пистолета – плоскости соединения. Из геометрических соображений последнее требование возрастает при увеличении диаметра шпильки и соответственно диаметра буртика на ее привариваемом конце. Это обстоятельство сыграло важную роль при выборе способа приварки шпилек по причинам, которые вытекают из изложенного ниже.

Менее требователен по технике сварки метод приварки шпилек дугой постоянного тока корот-

ким циклом, который сопоставим по диаметрам привариваемых этим способом шпилек с конденсаторной сваркой. Благодаря существенному увеличению времени сварки (от единиц до десятков миллисекунд) удастся успешно приваривать шпильки по замасленной или окисленной поверхности при допустимой непараллельности свариваемых поверхностей до 10° . Эти особенности обусловили применение, например, в автомобильной промышленности, исключительно приварки шпилек коротким циклом. Однако использование этого метода ограничивается либо толщиной листа (более $1/4$ диаметра шпильки), либо проблемами при сварке разнородных металлов, в том числе, при сварке стальных шпилек с алюминиевым листом.

Таким образом, назрела необходимость разработки технологии соединения этих металлов методом приварки шпилек коротким циклом с учетом запросов промышленности и строительной индустрии. При этом задача разбивается на две части — предложить технологию, позволяющую избежать или значительно затруднить образование интерметаллидов железо–алюминий в металле стыка, и форму стальной шпильки, повышающую прочность соединения до требований стандарта ISO 14555 (соединение должно выдерживать изгиб шпильки на угол не менее 60°).

Как было отмечено выше, помешать образованию интерметаллидных соединений железа и алюминия при сварке плавлением, к которой относится приварка шпилек, можно путем уменьшения времени взаимодействия этих металлов и обеспечения допустимого парциального состава жидкой фазы перед окончанием процесса. Наиболее благоприятны условия при минимальном содержании железа в расплаве и высокой скорости охлаждения, обуславливающей ничтожно малую взаимную диффузию элементов. Второе условие хорошо выполняется при приварке шпилек коротким циклом, поскольку энергия, вложенная в свариваемые детали, не превышает 1 кДж, и она отводится в холодные детали.

Для выполнения первого условия была предложена [4] шпилька с барьерным покрытием, которое служит для торможения плавления материала шпильки (в обсуждаемом процессе — стали) путем поглощения энергии дуги, нагревающей свариваемые поверхности.

Для исследований были выбраны два варианта широко применяемых покрытий: цинковое и хромовое, имеющих резко отличающиеся тепловые свойства. Температура испарения цинка ($906,2^\circ\text{C}$) ниже температуры плавления стали, а у хрома — выше (2672°C), но зато хром имеет значительно более высокую теплоту испарения, чем цинк (соответственно $\sim 6,6$ и $\sim 1,7$ кДж/г). Такой выбор позволил сравнить роль теплофизических

параметров — температуры и теплоты испарения — в торможении плавления металла шпильки. Последнее оценивали по микроструктурам сварных соединений.

Первую серию экспериментов проводили со стандартными (в соответствии с ISO 13918) стальными шпильками М6 без покрытия, с цинковым и хромовым покрытиями толщиной 20 мкм. Приварку коротким циклом к листу А0 толщиной 3 мм проводили на установке GLV 650 при токе около 600 А (нерегулируемый) и переменных значениях времени сварки и длины дуги, определяющей не только напряжение на дуге, но и скорость погружения шпильки в ванну расплавленного металла на поверхности листа при дугоконтактной сварке с пружинной осадкой. Сварку вели с аргонной защитой зоны соединения при расходе газа 15 л/мин во всех экспериментах.

Влияние покрытия на шпильке на характеристики дуги изучали с помощью цифрового осциллографа С9-8. Анализ осциллограмм показывает, что при использовании оцинкованных шпилек напряжение на дуге несколько повышается по сравнению с приваркой непокрытых шпилек из-за интенсивного испарения цинкового покрытия и соответствующего повышения давления в коротком дуговом промежутке.

Как видно из рис. 1, наименьшую прочность имеют соединения со шпильками без покрытия, а наибольшую при оптимальном времени сварки — оцинкованные шпильки. Хромовое покрытие не дает такой выразительный эффект, как цинковое, из-за значительно большей, чем у цинка, температуры испарения. Поэтому основной металл хромированной шпильки плавится еще до испарения покрытия, чем обуславливается увеличение объема жидкой железной фазы в стыке по сравнению с приваркой оцинкованных шпилек. Вместе с тем при увеличении продолжительности сварки выше оптимальной прочность соединений с хромированными шпильками больше, чем у не-

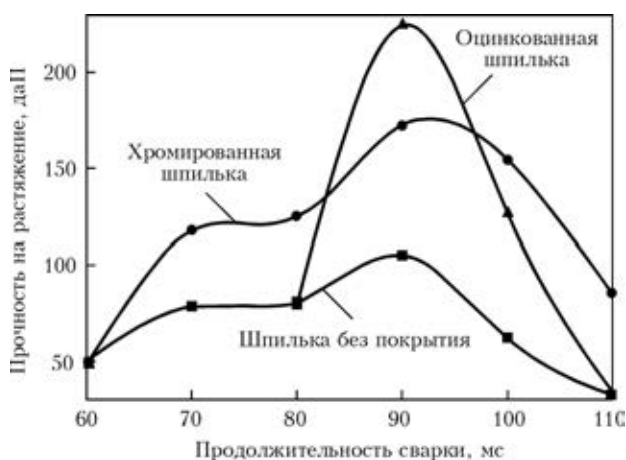


Рис. 1. Зависимость прочности сварных соединений от состава покрытия и продолжительности сварки

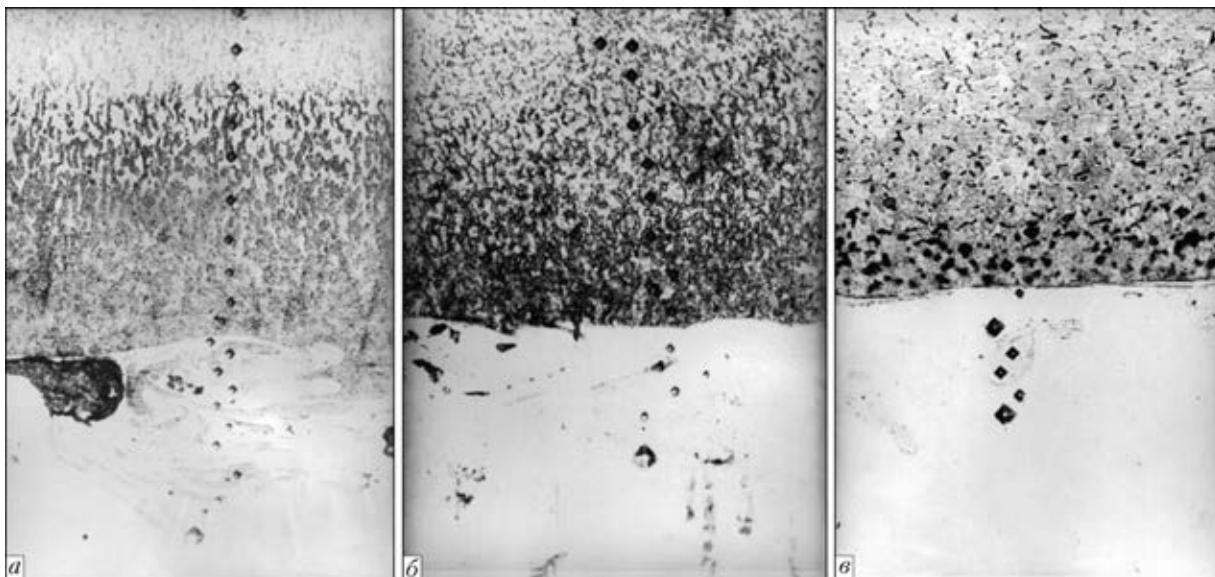


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 200$) зоны соединений стальных шпилек М6 с алюминиевым листом толщиной 3 мм с разными покрытиями до сварки: а — без покрытия; б — хромовое; в — цинковое

покрытых, поскольку часть тепловой энергии расходуется на испарение хрома, а у оцинкованных ниже из-за того, что цинковое покрытие за это время полностью испаряется, оголяя стальную сердцевину шпильки и приводя к уравниванию прочности соединений оцинкованной и непокрытой шпильки с алюминиевым листом.

При продолжительности нагрева, меньше оптимальной, роль покрытий становится неощутимой из-за недостаточного испарения и соответственно снижения эффекта охлаждения стальной основы шпильки.

На рис. 2, где представлены микроструктуры соединений, полученных со стальной шпилькой М6 стандартной формы и разными покрытиями, хорошо видна зона термического воздействия (ЗТВ) дуги, уменьшающаяся при переходе от непокрытой шпильки к хромированной и далее к оцинкованной.

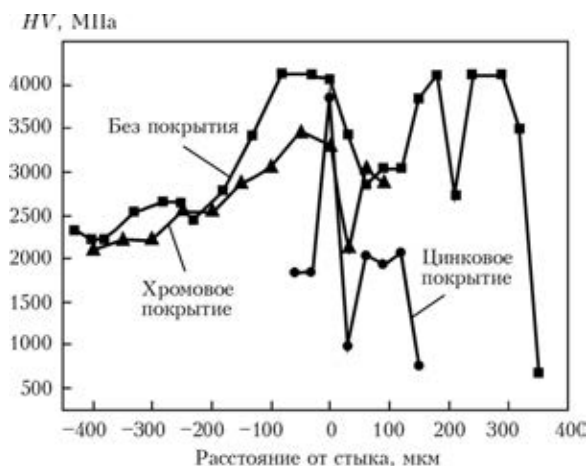


Рис. 3. Распределение микротвердости перпендикулярно плоскости соединения стальной шпильки с алюминиевым листом

Микротвердость, измеренная при нагрузке 50 г, по линии, перпендикулярной поверхности соединений (рис. 3), показывает, что во всех случаях максимальная зафиксированная твердость в 2 раза ниже твердости интерметаллида FeAl_3 (9600 МПа [5]).

Таким образом, покрытие на привариваемой поверхности шпильки позволяет управлять тепловыделением в материал шпильки и получить соединение стальной шпильки с алюминиевым листом, не имеющее хрупкого интерфейса. Однако прочность такого соединения не превышает прочность алюминиевого сплава (в наших экспериментах разрушающее напряжение достигало 800 МПа).

Следует заметить, что теплорегулирующие покрытия применяли и ранее, например, алюминиевые покрытия при сварке ниобия с цирконием [6]. Однако при этом покрытие играло роль радиатора, охлаждающего ЗТВ. Легкоплавкие же гальванические покрытия (цинк, серебро) при сварке стали и алюминия плавлением предназначены для улучшения смачиваемости стали алюминием [7].

Поскольку прочность соединения, как известно, зависит от его площади (при прочих равных условиях), то для обеспечения равнопрочности соединения у стальной шпильки следует увеличить диаметр привариваемой поверхности пропорционально отношению пределов прочности на растяжение стали и алюминия. Принимая прочность стали 08, из которой в основном штампуются шпильки, равной 325 МПа [8], а прочность алюминиевого сплава АД — 60 МПа [9], получаем коэффициент увеличения диаметра стандартного буртика — 2,3. Учитывая, что в результате осадки шпильки в ванну расплавленного металла на листе вокруг буртика образуется валик, повышающий

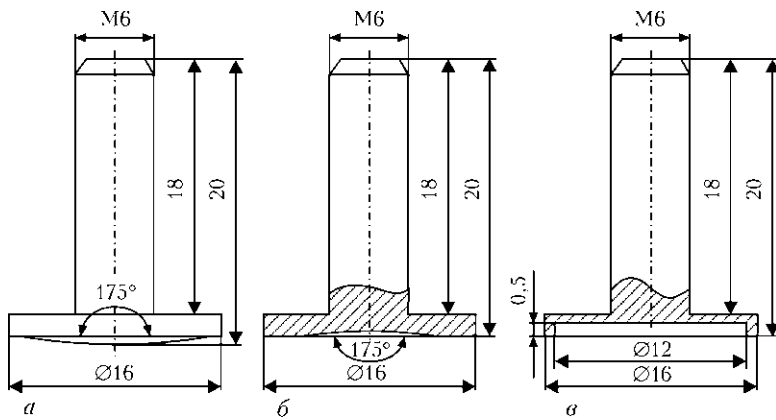


Рис. 4. Эскизы (а–в) стальных шпилек для приварки к алюминиевому листу методом короткого цикла с вращающейся дугой

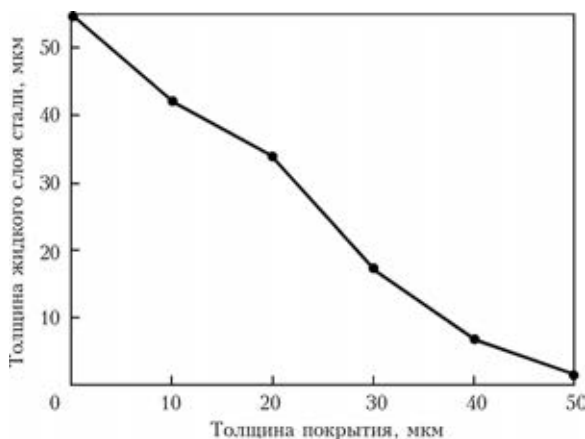


Рис. 5. Расчетная зависимость толщины расплавленного слоя стали на торце шпильки М6 стандартной формы от толщины нанесенного цинкового покрытия (продолжительность сварки 40 мс, сварочный ток 600 А)

площадь соединения, вычисленный коэффициент увеличения диаметра буртика уменьшили до 2,1. Таким образом, для получения соединения, не уступающего по прочности стальной шпильке М6, которая приваривается к алюминиевому листу, диаметр буртика должен быть увеличен с 7,5 до 16 мм.

Приварку шпилек с увеличенным диаметром к легкоплавкому алюминию целесообразно вести с вращением дуги в магнитном поле [10], что уменьшает плотность тепловыделения на листе и соответственно опасность его проплавления. Для этого были изготовлены шпилеки с различной формой привариваемой поверхности (рис. 4).

Толщину цинкового покрытия, удовлетворяющую требованию минимального, но необходимого плавления (для устранения неизбежных отклонений технологических условий от идеальных, о которых говорилось в начале статьи) стальной основы шпильки, вычисляли с помощью специально разработанной Фортран-программы. Поскольку для других металлов, кроме цинка, не были найдены сведения о зависимости теплофизических характеристик в жидком состоянии от температуры, то расчет был проведен только для цинкового покрытия.

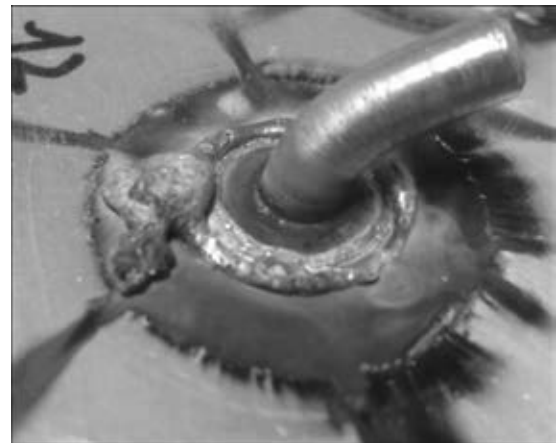


Рис. 6. Соединение стальной шпильки диаметром 6 мм с алюминиевым листом толщиной 3 мм после испытания на ударный изгиб по ISO 14555

На рис. 5 видно влияние толщины цинкового покрытия на толщину расплавленного металла тела шпильки. Понятно, что с повышением продолжительности сварки, связанной с переходом к шпилькам с увеличенным диаметром поверхности соединения, толщина покрытия должна возрастать.

Эксперименты по приварке шпилек, показанных на рис. 4, проводили на аппарате ВМК-16i фирмы «Soyer», толщина цинкового покрытия шпилек составляла 20, 30 и 50 мкм.

В соединениях с оцинкованными шпильками, которые имели ленточный выступ, наблюдалось недостаточное заплавление полости под буртиком, что, естественно, приводило к слабой прочности соединения. Соединение удовлетворительного качества (рис. 6) удалось получить при токе 970 А, напряжении на дуге 22 В, длительности импульса 0,2 с, токе магнитной катушки 1 А, длине дуги (высоте подъема шпильки) 1,5 мм.

Выводы

1. Основным условием получения прочного соединения стальной шпильки с алюминиевым листом, в чем нуждаются авто- и судостроение, а также строительная индустрия, является минимизация образования хрупкого переходного слоя,



состоящего из интерметаллидных соединений железа и алюминия. Используемые в настоящее время методы для соединения алюминиевых и стальных деталей основаны на ограничении энергии нагрева стальной детали и соответственно уменьшении содержания железа в ванне жидкого алюминия.

2. Разработан метод регулирования сварочного нагрева деталей путем нанесения на нагреваемую поверхность слоя металла, имеющего температуру испарения меньше температуры плавления основного металла. Для стальной шпильки такими материалами могут быть магний, цинк, кадмий, теллур, а также некоторые сплавы этих металлов. С экономической точки зрения преимущество имеет цинк.

3. Для получения соединения, равнопрочного со стальной шпилькой, диаметр привариваемой поверхности шпильки следует увеличивать до размера не менее чем 2,5 диаметра основного тела шпильки. Такие шпильки должны привариваться методом сварки коротким циклом с магнитным вращением дуги, что позволяет уменьшить глубину проплавления алюминиевого листа.

4. Разработана новая форма шпильки, благодаря чему удалось получить соединения, соответствующие показателям удовлетворительной прочности по ISO 14555.

Автор выражает глубокую признательность фирме «Soyer» за помощь в проведении заключительной части экспериментов.

1. Калеко Д. М. Дугоконтактная торцевая сварка шпилек и бонок // Сварщик. — 1999. — № 4. — С. 7–8.
2. Калеко Д. М. Современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталями (Обзор) // Автомат. сварка. — 2012. — № 10. — С. 29–36.
3. Калеко Д. М., Моравский В. Э., Чвертко Н. А. Ударная конденсаторная сварка. — Киев: Наук. думка, 1984. — 200 с.
4. Пат. 100452 Украина МКІ В23 к 9/20. Шпилька для торцевого приваривания / Б. С. Патон, Д. М. Калеко. — Бюл. № 24, 2012.
5. Вол А. Е. Строение и свойства двойных металлических систем. — М.: Физматгиз, 1959. — 756 с.
6. Использование теплопроводящих алюминиевых покрытий при сварке сплава циркония с 2,5 % ниобия / М. М. Нероденко, А. Б. Гончаров, В. Ф. Кирилук, А. Т. Зельниченко // Автомат. сварка. — 1987. — № 2. — С. 28–31.
7. Рябов В. Ф. Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. — Киев: Наук. думка, 1983. — 264 с.
8. Марочник стали и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волоシンкова, С. А. Вяткин и др. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
9. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1972. — 480 с.
10. Пат. 25037 Украина МКІ В23 к 9/20. Спосіб дугоконтактного таврового зварювання і пристрій для його здійснення / Д. М. Калеко, В. Н. Бишовець. — Опубл. 25.12.98, Бюл. № 6.

Поступила в редакцию 20.05.2013

РАЗРАБОТАНО В ИЭС

ТЕХНОЛОГИЯ ПАЙКИ КОНСТРУКЦИЙ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ

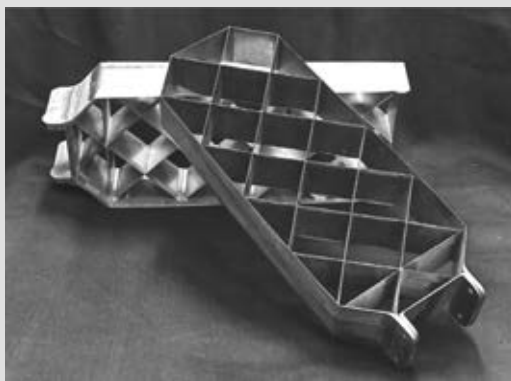
В ИЭС созданы припои и высокоэффективное оборудование для высокотемпературной пайки ответственных конструкций из разнородных материалов.

Паяные соединения медь–вольфрам имеют хорошую работоспособность, в том числе под воздействием нейтронного облучения и жесткого термоциклирования.

Технология высокотемпературной пайки позволяет создавать тонкостенные решетчатые конструкции, применяемые в системах управления летательных аппаратов.



Паяная модель узла дивертора установки термо-ядерного синтеза (соединение медь — вольфрам)



Высокоэффективные решетчатые рули ракеты, изготовленные пайкой в карусельной вакуумной печи



УДК 621.791.75.(204.1)

МОКРАЯ ПОДВОДНАЯ СВАРКА НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ПОВЫШЕННОЙ ПРОЧНОСТИ

С. Ю. МАКСИМОВ, И. В. ЛЯХОВАЯ

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

Условия сварки непосредственно в водной среде в значительной степени ограничивают возможность получения качественных сварных соединений низколегированных сталей повышенной прочности. Это обусловлено тем, что механические свойства металла шва уступают свойствам основного металла, а в зоне термического влияния (ЗТВ) возможно появление холодных трещин. Исследование структуры металла шва показало, что в зависимости от степени легирования участки швов, примыкающие к линии сплавления, могут иметь различные структуры переходных составов. Полученные результаты позволили установить требования к составу наплавленного металла с позиции предотвращения образования в ЗТВ хрупкой прослойки с повышенной твердостью, которая является местом зарождения холодных трещин. Сварные соединения из стали 17Г1С толщиной 14 и 40 мм, выполненные под водой разработанными электродами со стержнями из высоколегированной стали, обеспечивают механические свойства металла шва, соответствующие требованиям класса А Спецификации по подводной сварке AWS/ANSI D3.6, и стойкость сварного соединения против образования трещин. Electroды могут быть использованы при ремонте и строительстве металлоконструкций ответственного назначения, изготовленных из низколегированных сталей повышенной прочности толщиной до 40 мм. Библиогр. 8, рис. 6, табл. 1.

Ключевые слова: мокрая подводная сварка, низколегированные стали повышенной прочности, шов, структура, химический состав, трещины, механические свойства

Мокрая сварка очень привлекательна благодаря оперативности и простоте выполнения [1, 2]. Однако она вызывает значительные трудности металлургического характера. Водородно-кислородная атмосфера парогазового пузыря способствует окислению легирующих элементов и насыщению металла сварочной ванны водородом, а ускоренное охлаждение окружающей водой приводит к его фиксации в металле шва и образованию закалочных структур в металле ЗТВ [3]. В результате существенно повышается риск образования холодных трещин, особенно при сварке низколегированных сталей повышенной прочности типа 17Г1С или Х60. Проблема может быть решена путем применения электродных материалов, обеспечивающих образование аустенитной структуры металла шва и тем самым уменьшающих количество водорода, диффундирующего в ЗТВ [4].

Предварительные опыты по сварке порошковой проволокой с оболочкой из никелевой ленты [5] с одной стороны подтвердили возможность получения качественного сварного соединения на низколегированной стали повышенной прочности типа Х60 (без трещин в металле ЗТВ), а с другой — выявили трудности обеспечения требуемого уровня механических свойств металла сварного шва. Большое количество водорода повышает сопротивление металла шва пластической деформации и уменьшает предельные характеристики

его пластичности. Такой результат согласуется с известной склонностью никеля к водородной хрупкости [6]. Это явление становится более заметным при наличии в качестве примеси кислорода и повышенной скорости охлаждения [6], что характерно для условий сварки под водой. По мнению авторов, присутствие в никеле кислорода облегчает межзеренное разрушение, которое в этом случае происходит при меньших концентрациях водорода, поскольку к давлению водорода добавляется давление паров воды, образующихся при восстановлении оксидов никеля. Трещины, возникающие по границам зерен, приводят к разрушению образцов при испытании на растяжение уже при незначительной деформации.

В связи с изложенным выше представляют интерес результаты изучения водородной хрупкости сплавов никеля с железом и хромом. Авторы работы [6] установили, что водородная хрупкость сплавов никеля с железом и хромом уменьшается с повышением содержания последних. Такой характер влияния химического состава они связывают с изменением электронного состояния сплавов. Поэтому применение для сварки под водой электродных материалов, обеспечивающих получение металла шва на основе легирования Fe–Ni–Cr, по нашему мнению может оказаться весьма успешным. Однако в свое время электроды со стержнем из нержавеющей стали [7] были признаны неперспективными именно из-за опасности образования трещин в металле шва вблизи линии сплавления, что объяснили разбавлением элект-



родного металла основным металлом. Тем не менее, авторы работы [8] сообщают о разработке электродов со стержнем из проволоки Св-10Х16Н25АМ6 для сварки под водой высокопрочных сталей, обеспечивающих получение качественных сварных соединений с высокими механическими свойствами и стойкими против образования холодных трещин.

Целью данной работы было изучить структуру, химический состав и механические свойства сварных соединений из стали 17Г1С толщиной 14 и 40 мм, выполненных под водой электродами со стержнями из высоколегированной стали, и выбрать состав металла шва, обеспечивающий его механические свойства на уровне свойств основного металла и стойкость сварного соединения против образования трещин.

С учетом возможного разбавления металла шва основным металлом на уровне 40 % для предварительных опытов в качестве электродных стержней выбрали проволоки с эквивалентом хрома $Cr_{\text{экв}} \cong 21...33\%$ и эквивалентом никеля $Ni_{\text{экв}} \cong 19...32\%$. Из этих стержней изготовили опытные электроды диаметром 4 мм с покрытием рутил-флюоритного типа. Сварку стыковых образцов выполняли водолазом-сварщиком в лабораторном бассейне на глубине 1 м на режимах: $I_{\text{св}} = 140...160$ А, $U_{\text{д}} = 26...28$ В, постоянным током обратной полярности. В качестве основного металла использовали пластины толщиной 14 и 40 мм из стали типа 17Г1С (мас. %: 0,18 С, 0,36 Si, 1,67 Mn).

Спектральным анализом установлено, что в корневых швах величина $Cr_{\text{экв}}$ изменялась в пре-

делах 12,0...15,5 %, а $Ni_{\text{экв}}$ — 10,8...22,7 %. В соответствии с положением полученных составов на структурной диаграмме Шеффлера металл всех швов является высоколегированным хромоникелевым аустенитом. Однако участки швов, примыкающие к линии сплавления, представлены набором структур переходных составов. Из них наибольший интерес и опасность представляют аустенитно-мартенситные и мартенситные прослойки ввиду их повышенной твердости и хрупкости и возможности возникновения в них трещин при сварке или в условиях эксплуатации. Ширина и протяженность этих прослоек, а также значения их твердости зависят с одной стороны от степени легирования металла швов (запаса аустенитности), а с другой — степени проплавления основного металла, т. е. от изменения состава шва при перемешивании основного (перлитного) и наплавленного металла (аустенитного).

Металлографические исследования выявили разнообразие структур узкой зоны металла шва, прилегающей к линии сплавления. Условно можно выделить четыре типа структур:

так называемая перистая структура, образуемая металлом шва, затекшим между оплавленными зернами основного металла (рис. 1, а);

участки с четко выявляемой линией сплавления. Для них характерно отсутствие переходной зоны. Структура металла шва резко отличается от структуры основного металла (рис. 1, б);

так называемые затеки («языки») (рис. 1, в) основного нерасплавившегося металла, вклинивающиеся в шов и зачастую также отличающиеся

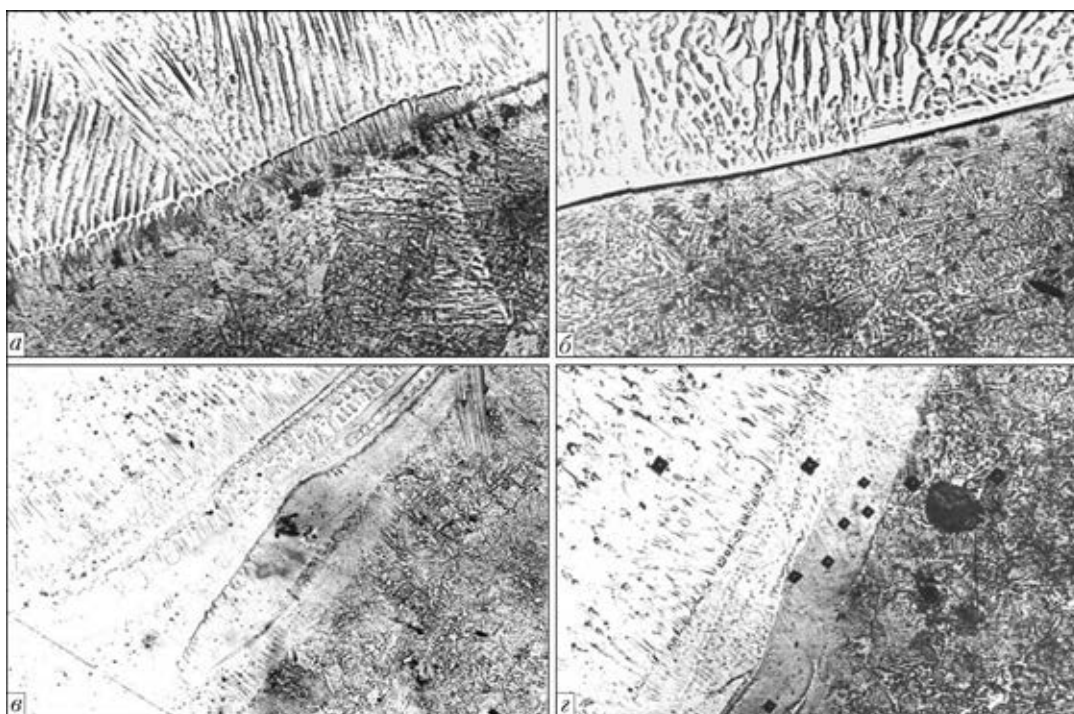


Рис. 1. Микроструктуры ($\times 650$) участков зоны сплавления с перистой структурой (а), с явно выраженной линией сплавления (б), с затеканием основного металла (в) и с параллельной границей (г)

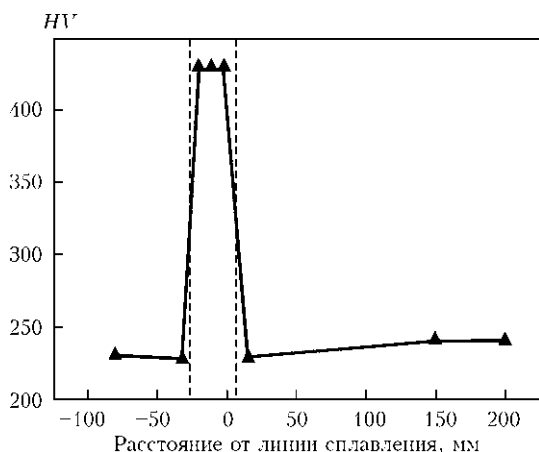


Рис. 2. Распределение микротвердости при наличии мартенситной прослойки

повышенной твердостью. Появление этих структур связано с перемешиванием основного металла под непосредственным воздействием сварочной дуги. Чем менее устойчив режим сварки, тем больше может быть доля этих включений;

структура с наличием со стороны металла шва так называемой параллельной границы (рис. 1, 2), когда между основным металлом и металлом шва располагается тонкая прослойка с повышенной твердостью. Примерный график распределения микротвердости при наличии такой прослойки представлен на рис. 2.

Зависимости между химическим составом металла шва, расположением шва в многослойном соединении и типом структуры не выявлено. Наиболее опасной является структура с параллельной границей, в которой при высокой твердости возможно образование холодных трещин. Особенно это характерно для корневых швов. В заключительных швах твердость таких структур значительно ниже даже при меньшем количестве легирующих элементов.

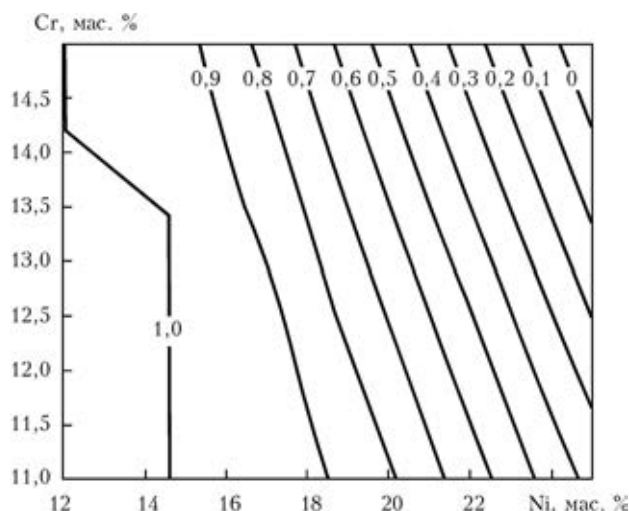


Рис. 3. Влияние легирования аустенитного металла шва на долю мартенсита в прослойке

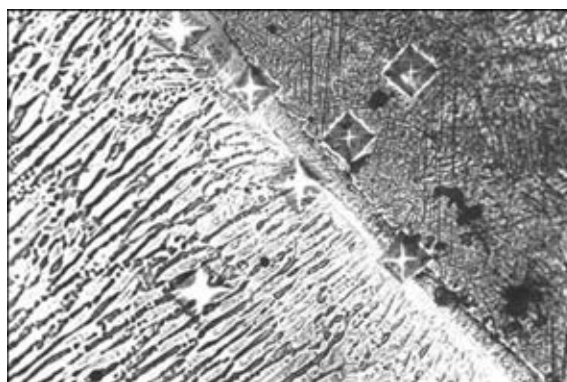


Рис. 4. Параллельная граница с прослойкой низкой твердости ($\times 650$)

Для определения условий предотвращения образования в металле шва хрупкой прослойки численным методом исследовали влияние степени легирования на долю образующегося мартенсита. Для этого имитировали легирование металла шва никелем в пределах 12...25 % и хромом в пределах 11...15 %. Результаты вычислений (рис. 3) показали, что для минимизации доли мартенсита, который образовывается в прослойке металла шва близ линии сплавления в условиях сварки под водой, никелевый и хромовый эквиваленты последнего должны лежать выше линии на диаграмме состояния, параллельной линии, разделяющей области с аустенитной и аустенитно-мартенситной структурой, и проходящей через точку с координатами $Ni_{экв.} = 24,2 \%$ и $Cr_{экв.} = 14,3 \%$. При

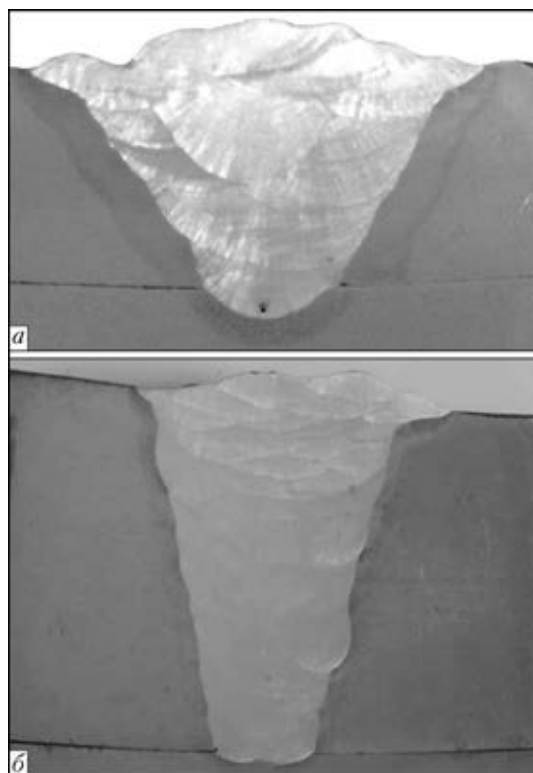


Рис. 5. Макрошлифы сварных соединений толщиной 14 (а) и 40 мм (б)



Механические свойства металла шва и основного металла

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV_{-20} , Дж/см ²	Угол загиба, град, $R = 2t$
Шов, 14 мм	≥ 410	≥ 620	≥ 32	≥ 38	≥ 108	180
Шов, 40 мм	≥ 460	≥ 600	≥ 29	≥ 47	≥ 105	180
Сталь 17Г1С	340	510	23	—	—	—

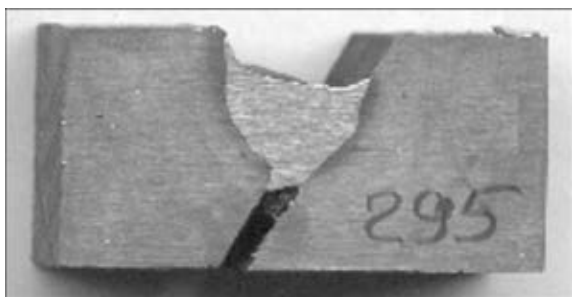


Рис. 6. Макрошлиф технологической пробы Теккен

этих условиях твердость прослойки находится на уровне твердости окружающего металла (рис. 4).

Исходя из установленных требований к химическому составу металла шва разработали электроды со стержнями из проволоки Св-10Х16Н25АМ6 и дополнительным легированием через покрытие. Для определения механических свойств сваривали стыковые образцы толщиной 14 и 40 мм с V-образной разделкой кромок. Испытания проводили в соответствии с требованиями класса А Спецификации по подводной сварке AWS/ANSI D3.6. Полученные результаты представлены в таблице. Макрошлифы, вырезанные из сварных образцов, представлены на рис. 5.

Металлографические исследования макрошлифов пробы Теккен, выполненной разработанными электродами, показали отсутствие трещин в сварном соединении (рис. 6).

Таким образом, применение разработанных электродов с системой легирования Cr–Ni–Mn обеспечивает получение под водой сварных соединений низколегированных сталей повышенной прочности без трещин в металле ЗТВ и с механическими свойствами, удовлетворяющими требованиям класса А Спецификации по подводной сварке AWS/ANSI D3.6.

В заключение следует отметить, что при мокрой подводной сварке низколегированных сталей

повышенной прочности в результате проведенных исследований было установлено:

— вблизи линии сплавления со стороны металла шва в результате перемешивания с основным металлом образуются хрупкие прослойки с повышенной твердостью (до 4500 МПа), склонные к образованию холодных трещин;

— с позиций предотвращения образования трещин необходимый и достаточный диапазон легирования совместно хромом и никелем должен определяться следующими величинами: $C_{\text{экв}} = 17,5...23$ %, $Ni_{\text{экв}} = 18...28$ %;

— механические свойства сварных соединений толщиной 14 и 40 мм, выполненные разработанными электродами, соответствуют требованиям класса А Спецификации по подводной сварке AWS/ANSI D3.6.

1. McKeown D., Abson D. Wet welding repairs // Shipping World and Shipbuilder. — 2006. — **207**, № 5. — P. 24–26, 28.
2. Rowe M., Liu S. Recent developments in underwater wet welding // Sci. and Technology of Welding & Joining. — 2001. — **6**, № 6. — P. 387–396.
3. Dariusz F., Grzegorz R. Effect of shielded-electrode wet welding conditions on diffusion hydrogen content in deposited metal // Welding International. 2011. — **25**, № 3. — P. 166–171.
4. Arc welding with austenitic filler metal for underwater application / J. Bartzsch, S. Daniel, B. Bouaifi, U. Draugelates // OMAE 1997 — 16th Intern. conf. on Offshore Mechanics and Arctic Engin. — Yokohama, Japan. — 13–17 Apr., 1997. — P. 243–250.
5. Оценка влияния условий подводной сварки на формирование сварного соединения стали типа X70 / С. Ю. Максимов, И. М. Савич, С. М. Захаров и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 4. — С. 19–22.
6. Мороз Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1967. — 255 с.
7. Bailey N. Welding under water — a metallurgical appraisal // First Intern. Offshore and Polar Engin. conf. — Edinburg, UK, 11–16 Aug., 1991. — P. 331–338.
8. Масленников П. С., Руссо В. Л. Новые электроды для подводной сварки // Свароч. пр-во. — 2000. — № 11. — С. 26–27.

Поступила в редакцию 28.05.2013



УДК 621.791.927.93

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ НАПЛАВКА ЧУГУННОЙ ДРОБЬЮ ДЕТАЛЕЙ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ВЫСОКОХРОМИСТОГО ЧУГУНА

Ю. М. КУСКОВ, И. Л. БОГАЙЧУК, Я. П. ЧЕРНЯК, А. И. ЕВДОКИМОВ

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

Значительная доля деталей, применяющихся в машиностроении, металлургии, горнодобывающей и других отраслях промышленности и подвергающихся при эксплуатации различного вида изнашивания, изготавливаются из высокохромистых чугунов. После отработки вследствие износа такого типа детали практически не подлежат восстановлению известными методами дуговой наплавки. В данной работе рассматривается возможность восстановления изношенных деталей, изготовленных из высокохромистого чугуна, с использованием технологии электрошлаковой наплавки, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона. Отличительной особенностью данной технологии является применение при наплавке специального устройства — токоподводящего кристаллизатора, позволяющего выполнять наплавку дискретным присадочным материалом (дробью). При этом, помимо присущей различным известным способам электрошлаковой наплавки способности «мягкого» и равномерного прогрева шлаком наплавляемой поверхности и наплавляемого слоя, данная технология обеспечивает возможность получения мелкозернистого наплавленного металла. Это способствует восстановлению деталей с обеспечением высоких эксплуатационных характеристик. С использованием данной технологии были выполнены опытные восстановительные электрошлаковые наплавки слоя высокохромистого чугуна на изношенные зоны плит камеры дробеметной установки фирмы «Bduhuis» и лопатки дробеметной установки фирмы «Carlo Banfi», изготовленных из высокохромистого чугуна. В качестве наплавочного присадочного материала использовали дробь следующего химического состава, мас. %: 2,5 С; 26,2 Cr; 0,7 Si; 0,7 Mn; 1,3 Ni; 0,9 Mo. Было установлено, что технология электрошлаковой наплавки с использованием дискретных наплавочных материалов в виде дроби из высокохромистого чугуна позволяет получать качественные биметаллические изделия с оптимальным сочетанием в структуре наплавленного металла высокотвердых карбидов и пластичной матрицы. Библиогр. 5, рис. 5.

Ключевые слова: высокохромистый чугун, электрошлаковая наплавка, наплавочная дробь, наплавленный металл

Высокохромистые чугуны (15...30 % Cr), благодаря своей структуре, являются материалами с повышенной стойкостью к различным видам изнашивания [1–3]. Наибольшее применение как абразивостойкие материалы они нашли в машиностроении, металлургии, горнодобывающей отрасли, в частности, на горнообогащительных комбинатах.

Преимущество этих материалов, связанное с наличием в структуре большого количества высокотвердых карбидов хрома ($HV \approx 14,5...16,0$ ГПа), является в то же время серьезным недостатком. Последнее связано с тем, что изделия, изготовленные из высокохромистых чугунов, после их выхода из эксплуатации практически невозможно восстановить. В частности, известный способ ремонта деталей с помощью дуговой наплавки в данном случае либо неприемлем, либо для его осуществления необходимо использовать сложную технологию (нагрев до температур выше 600...700 °С, строгое соблюдение скорости снижения температур как при наплавке, так и при дальнейшем охлаждении наплавленного изделия), которая тем не менее не гарантирует исключение появления трещин как во

время наплавки, так и после нее. В результате такие ремонтно-непригодные изделия, несмотря на их высокую стоимость, вынуждены отправлять на переплав в виде отходов производства.

В данной работе рассматривается способ восстановления такого типа деталей с помощью технологии электрошлаковой наплавки (ЭШН). Главным отличием этой технологии от технологии дуговой наплавки является отсутствие локального нагрева наплавляемой поверхности. Поэтому при наплавке не возникает значительных градиентов температур в различных зонах наплавленного металла и соответственно связанных с ними высоких термических напряжений, приводящих к появлению трещин как в основном, так и в наплавленном металлах. Другой особенностью рассматриваемой технологии является применение при наплавке дискретного наплавочного материала — дроби. Как показал опыт использования дроби из высокохромистого чугуна, при ЭШН прокатных валков, изготовленных из низколегированных отбеленных чугунов либо высокопрочных чугунов, данная технология позволяет получать качественные изделия с высокой работоспособностью [4].

© Ю. М. Кусков, И. Л. Богайчук, Я. П. Черняк, А. И. Евдокимов, 2013

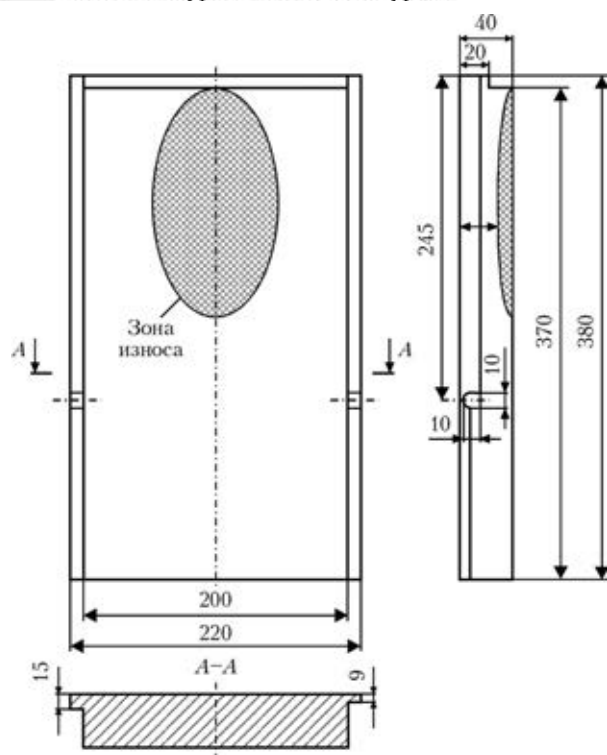


Рис. 1. Схема верхней плиты камеры дробеметной установки фирмы «Bduhuis» с зоной абразивного износа

Причиной получения наплавленного металла с высокими эксплуатационными характеристиками (прочность, износостойкость, ударостойкость, сопротивляемость возникновению трещин как при нормальных, так и при повышенных температурах, а также при термоциклировании) является формирование при кристаллизации мелкозернистого металла [5], имеющего наряду с твердыми составляющими (карбидами) матрицу повышенной пластичности. Иными словами, данная технология наплавки позволяет получать рабочий слой в виде естественного композитного металла.

Выполняли ЭШН на изношенные зоны плит камеры дробеметной установки фирмы «Bduhuis» (рис. 1) и лопатки дробеметной установки фирмы «Carlo Banfi», изготовленные из высокохромистого чугуна. В качестве наплавочного присадочного материала использовали дробь производства ОАО «Торезтвёрдосплав» следующего химического состава, мас. %: 2,5 С; 26,2 Cr; 0,7 Si; 0,7 Mn; 1,3 Ni; 0,9 Mo.

Из наплавленных деталей вырезали образцы для оценки качества наплавленного металла и выполнения металлографических исследований. В результате исследований макрошлифов установлено, что в наплавленном металле (толщина слоя 15...20 мм) отсутствуют поры, трещины и другие дефекты.

Металлографические исследования выполняли с помощью микроскопа «Neophot-32». Цифровое изображение микроструктур получали с помощью фотокамеры «Olympus C 5050». Твердость по Вик-

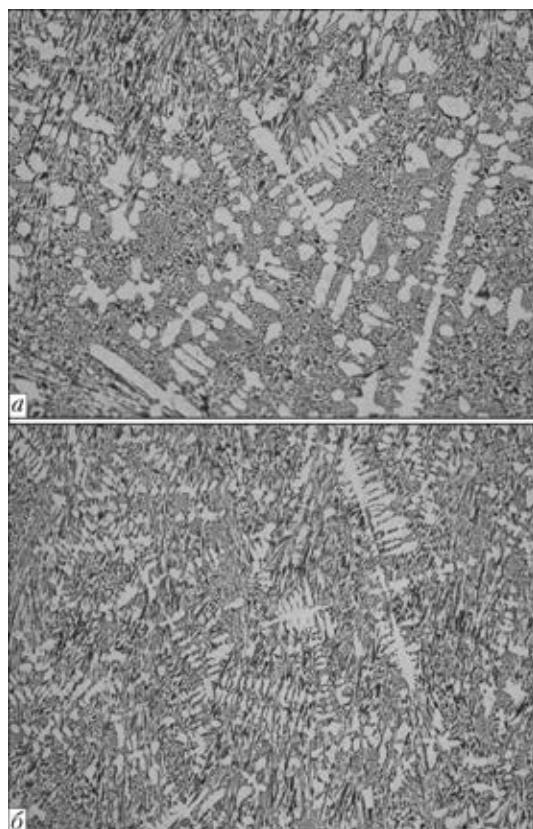


Рис. 2. Микроструктура ($\times 125$) наплавленного высокохромистого чугуна в поверхностном слое образца (а) и в средней части наплавленного слоя (б)

керсу измеряли на микротвердомере М-400 фирмы «Лесо» при нагрузке 100 г.

Микроструктура наплавленного металла в поверхностном слое образца состоит из карбидов хрома, расположенных веерообразно в виде пластин ланцетовидной формы и карбидов, имеющих гексагональную огранку с четкой границей сопряжения с матрицей, а также карбидной эвтектики и аустенита в виде дендритов (рис. 2, а). Микротвердость аустенита в этой зоне $HV1$ — 2850...3090 МПа.

Металл средней части по высоте наплавленного слоя характеризуется наличием мелкодисперсных карбидов. В этой зоне размер дендритов аустенита уменьшается, а степень их разветвленности увеличивается (рис. 2, б). Повышается также и микротвердость аустенита — $HV1$ — 3830 МПа. Наплавленный металл имеет характерную мелкозернистую структуру (рис. 2, б) — использование при наплавке частиц присадки способствует образованию в жидком металле локальных зон кристаллизации.

Структура основного металла у зоны сплавления отличается от структуры наплавленного металла. Прежде всего она ячеистая. Состоит из аустенитной матрицы с твердостью $HV1$ — 3510...3830 МПа и выделений карбидной эвтектики по границам ячеек. Средний диаметр ячеек составляет 25...44 мкм. В аустенитной матрице наблюдаются мелкодисперсные выделения карбидов (рис. 3).

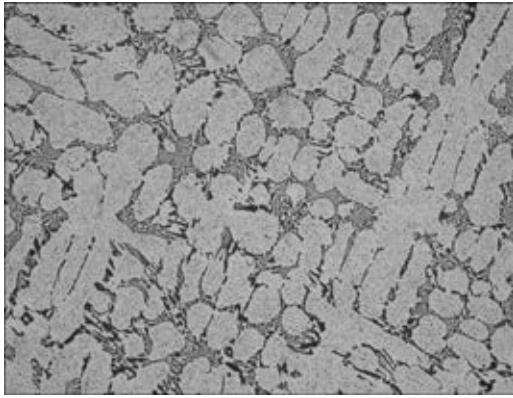


Рис. 3. Микроструктура ($\times 125$) высокохромистого чугуна (основной металл) вдали от зоны сплавления

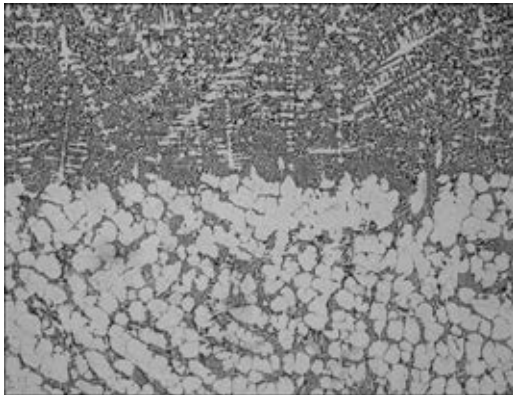


Рис. 4. Микроструктура ($\times 100$) зоны сплавления высокохромистых чугунов

Микротвердость аустенита с мелкодисперсными выделениями карбидов составляет $HV1$ — 6060...6420 МПа. Соотношение размеров структурных составляющих в наплавленном и основном металле хорошо видны на рис. 4, где представлена зона их сплавления. Ширина этой зоны достаточно большая — 1400...1800 мкм.

Одним из показателей, характеризующих стойкость металла против абразивного изнашивания, является его твердость. Поэтому измерили твердость (HRC) наплавленного образца по его высоте — от основного металла до поверхности наплавленного слоя (рис. 5).

Максимальная твердость наплавленного металла практически соответствует твердости основного металла. В обоих чугунах наблюдается снижение твердости при приближении к зоне их сплавления: в наплавленном металле — на 6...8, а в основном — на 13...15 ед. Следует отметить, что в основном металле более низкая твердость наблюдается на рабочей поверхности изделия. Это связано с особенностями отливки изделия — ее нерабочая сторона, по-видимому, охлаждалась с более высокими скоростями. Из сказанного выше можно сделать вывод, что в реальных условиях эксплуатации отремонтированное изделие должно

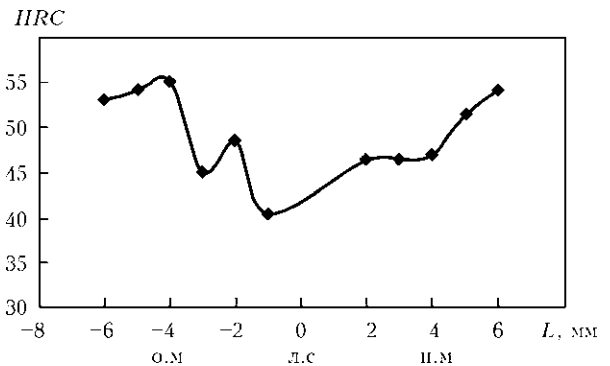


Рис. 5. Твердость образца, наплавленного ЭШН дробью из высокохромистого чугуна (о.м — основной металл, л.с — линия сплавления, н.м — наплавленный металл)

показать износостойкость не менее, чем на 20 % превышающую износостойкость нового изделия (исходя только из показателей твердости).

Выводы

1. Восстановление изношенных изделий, изготовленных из высокохромистых чугунов, ЭШН дробью из чугуна, также содержащего повышенное количество хрома, позволяет получать качественные наплавленные изделия.

2. Предложенным способом наплавки с использованием водоохлаждаемого кристаллизатора и дискретной присадки можно обеспечить оптимальные условия кристаллизации жидкого металла (металлической ванны) с получением мелкодисперсной структуры и повышенных эксплуатационных характеристик.

3. Для ряда изделий применение ЭШН в качестве технологии их ремонта может повысить долговечность этих изделий не только за счет продления срока их службы, но и за счет придания рабочей поверхности более высоких эксплуатационных свойств.

4. Проведение натурных испытаний восстановленных предложенным способом ЭШН изделий различного назначения позволит определить оптимальные области применения предложенной технологии и уточнить ее преимущества.

1. *Материалы* в машиностроении: Справочник в 5 т. Т. 4. Чугун / Под ред. И. В. Кудрявцева, А. А. Жукова, А. Д. Шермана. — М.: Машиностроение, 1969. — 248 с.
2. *Гарбер М. Е.* Отливки из белых износостойких чугунов. — М.: Машиностроение, 1972. — 112 с.
3. *Цыпин И. И.* Белые износостойкие чугуны. Структура и свойства. — М.: Металлургия, 1983. — 176 с.
4. *Кусков Ю. М., Сарычев И. С.* Восстановительная электрошлаковая наплавка чугунных валков стана 2000 // Свароч. пр-во. — 2004. — № 1. — С. 39–43.
5. *Кусков Ю. М.* Электрошлаковый переплав отходов различных производств с использованием нерасходуемого водоохлаждаемого электрода // Электрометаллургия. — 2001. — № 2. — С. 24–28.

Поступила в редакцию 15.05.2013



ОСОБЕННОСТИ ИНДУКЦИОННОЙ ПАЙКИ АЛМАЗНО-ТВЕРДОСПЛАВНЫХ РЕЗЦОВ С ЛОПАСТЬЮ КОРПУСА СОСТАВНОГО БУРОВОГО ДОЛОТА

Б. В. СТЕФАНОВ

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

Установлено, что применение существующей технологии пайки алмазно-твердосплавных пластин (АТП) и твердосплавной державки с лопастью долота не обеспечивает требуемого качества изделий из-за перегрева впаяного резца при пайке следующего, что приводит к перегреву очередного алмазно-твердосплавного резца (АТР) и деградациии алмазного слоя вследствие графитизации. Проанализированы разные источники нагрева лопастей долот под пайку. Разработана технология индукционной пайки АТР с лопастью бурового долота, которая обеспечивает необходимые характеристики алмазного слоя АТР как режущего инструмента. Разработан технологический процесс индукционной пайки АТР с лопастью бурового долота, позволяющий осуществлять пайку АТР с лопастью без перегрева его алмазного слоя и сохранить его эксплуатационные характеристики на высоком уровне. Показано, что предложенная технология индукционной пайки АТР с лопастью долота позволяет применять припой с температурой пайки не более 680...700 °С без потери работоспособности этого слоя. В процессе исследований испытаны стандартные и разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины припои. В результате обобщения комплекса испытаний сделан вывод, что наиболее перспективны для индукционной пайки АТР с лопастью припой систем Ag-Cu-Zn-Ni-Mn и Ag-Cu-Zn-Sn-Ni-Mn. Разработана технология сварки лопастей с корпусом бурового долота, которая позволяет снизить разбрызгивание электродного металла на алмазный слой АТР и улучшить формирование сварных швов. Эта технология пайки АТР с лопастью корпуса составного бурового долота применена в натурных изделиях и испытана в реальных условиях эксплуатации при поверхностном бурении газовых скважин. Библиогр. 6, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: индукционная пайка, сверхтвердые материалы, алмазно-твердосплавный резец, алмазно-твердосплавная пластина, твердосплавная державка, алмазный слой, долото, термостойкость, припой

В Украине технология изготовления бурового инструмента с алмазно-твердосплавными пластинами (АТП) разработана в Институте сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины. Однако отечественная технология изготовления буровых алмазных долот, разработанная много лет назад, не отвечает современным требованиям. В известной технологии пайка АТП и твердосплавных державок с лопастью была совмещена, что не позволяло контролировать температуру алмазного слоя. Положение усугублялось тем, что применяли индукционный нагрев с петлевым одновитковым индуктором, с помощью которого последовательно впаивали твердосплавную державку и АТП в лопасть. В этом случае создавалось неравномерное температурное поле при пайке очередного АТР, а также осуществлялся повторный нагрев впаянного АТР при пайке следующего. Более того, индукционный нагрев иногда сочетался с газопламенным (поверхностным) нагревом, что создает опасность непосредственного контакта алмазного слоя с пламенем горелки. Создание новой технологии требует исследований разных аспектов этого процесса.

Цель настоящей работы — разработать технологию пайки АТР с лопастью и сварки лопасти

с корпусом составного долота для обеспечения минимального влияния нагрева на свойства алмазного слоя, т. е. сохранение эксплуатационных характеристик алмазного слоя АТР как режущего инструмента, повышения износостойкости и величины проходки бурового долота до уровня зарубежных аналогов.

Поставленная цель достигается путем создания новых конструкций бурового инструмента [1, 2], т. е. для бурового долота — это установка дополнительных алмазно-твердосплавных резцов (АТР) на калибрующей поверхности долота, а для калибратора — это увеличение размеров трапециевидных канавок для промывки и выноса бурового шлама и новой технологии пайки.

В данной статье приведены результаты исследований по креплению АТР к лопасти с помощью пайки твердыми припоями. Проанализированы разные источники нагрева лопастей долот под пайку. Большое значение имеет выбор способа и оборудования, обеспечивающего необходимую производительность процесса, удобство и надежность эксплуатации оборудования, а также контроль параметров пайки. Правильный выбор оборудования и способа пайки обеспечивает достижение оптимальных условий формирования прочного шва, исключение высокого уровня остаточ-



ных напряжений, и следовательно, увеличение срока службы и надежности инструмента в процессе его эксплуатации.

При пайке инструмента используют готовые припои, поэтому пайку обычно классифицируют по способу нагрева. В свою очередь эти способы подразделяют по методам защиты паяных соединений от окисления в процессе пайки. Кроме того, их выбор зависит от масштаба планируемого производства, т. е. будет ли оно мелкосерийным при большом разнообразии продукции или крупносерийным производством однотипного инструмента (таблица).

Несмотря на большое количество вариантов осуществления процесса пайки и многообразие оборудования, наиболее распространенным способом изготовления бурового инструмента является индукционная пайка. В дальнейшем основное внимание уделим именно этому способу пайки бурового инструмента, рассмотрим основные принципы подготовки его к пайке, размещения АТР, твердосплавных вставок, припоя и флюса, позиционирования изделия в индукторе.

Индукционная пайка является наиболее распространенным способом изготовления твердосплавного инструмента как при мелкосерийном производстве и штучной пайке, так и при крупносерийном производстве.

Эффективность индукционного нагрева зависит от электрических данных, обусловленных характеристиками генератора и индуктора (частоты тока, напряженности поля, эффекта близости и пр.), и физико-химических свойств инструментальных и конструкционных материалов. С повышением частоты тока генератора резко уменьшается глубина проникновения тока в паяемый материал, т. е. увеличивается градиент температур на его поверхности и в глубине.

Теплопроводность твердого сплава вольфрамовой группы (ВК) в 1,5 раза выше теплопроводности конструкционной стали и в 3 раза выше теплопроводности твердых сплавов титановоль-

фрамовой группы (ТК). С повышением содержания кобальта она несколько возрастает. Удельное электросопротивление твердых сплавов ТК группы в 2 раза выше, чем у твердых сплавов ВК группы, а температуропроводность твердого сплава группы ТК в 3,5 раза меньше, чем у твердого сплава ВК группы. Этим объясняется низкая термостойкость твердого сплава ТК группы по сравнению с ВК группой. На практике это проявляется в появлении трещин в инструменте с использованием твердых сплавов ТК групп. Данные материалы требуют соблюдения условий равномерного плавного нагрева и охлаждения инструмента в процессе пайки.

Главное в процессе пайки — не допускать полосчатого нагрева твердого сплава, особенно ВК группы, что может привести к появлению трещин в инструменте. В настоящее время наиболее универсальными являются генераторы ТВЧ с частотой 10...66 кГц. Для мелких изделий можно применять и более высокие значения частоты, однако возникают определенные технологические трудности с управлением равномерным нагревом, что приводит к потере производительности процесса и возникновению критических остаточных напряжений. Современные установки ТВЧ нагрева могут комплектоваться программатором с контроллером, которые обеспечивают прогрев изделий с высокой равномерностью по заданной программе, со скоростью, соответствующей скорости отвода тепла во внутренние слои материалов. Оптимальной скоростью нагрева считается 40...100 °С/с, что, кроме всего отмеченного, достигается соответствующим выбором зазора между деталью и индуктором (8...15 мм). Уменьшение зазора приводит к появлению неравномерного нагрева.

Конфигурацию индуктора выбирали исходя из минимального перепада температур при нагреве рабочих органов лопасти под пайку. Равномерность нагрева определяли экспериментально. Для этого в гнезде лопасти сверлили глухие отверстия.

Классификация способов пайки твердосплавного инструмента

Способ пайки	Инструмент	Характер производства
Пайка в печи непрерывного действия с защитной атмосферой	Все, за исключением крупногабаритных резцов отрезных фрез	Массовое, крупные серии, мелкие серии разных видов инструмента при большом объеме производства
Пайка в камерных печах с защитной атмосферой	То же	Мелкосерийное, штучное
Индукционная пайка с рабочей частотой 2...66 кГц	Крупногабаритные и отрезные резцы, буровой инструмент, дорожные фрезы	Любое
Индукционная пайка с рабочей частотой 66...440 кГц	Отрезные резцы, буровой инструмент, отрезные фрезы с толщиной корпуса не более	»
Пайка электросопротивлением	Дисковые пилы и фрезы для обработки	Специализированное
Газопламенная пайка	Негабаритный буровой инструмент	Мелкосерийное, штучное производство, ремонт

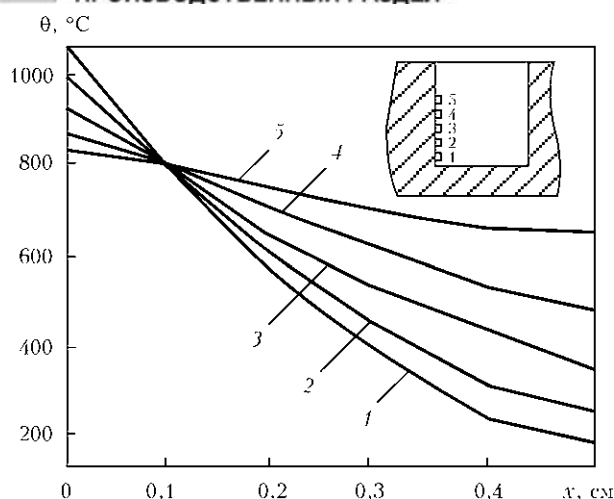


Рис. 1. Распределение температуры в стальном теле лопасти при установленной удельной тепловой мощности при условии получения на глубине 0,1 см заданной температуры поверхности $\theta = 800 \pm 20$ °C: 1 — $t = 1,5$ с; 2 — 2,8; 3 — 3,2; 4 — 4,5; 5 — 10

Распределение температуры в глухих отверстиях лопасти определяли с помощью термопар типа ТХА и нескольких приборов ТРМ202 при установленной удельной тепловой мощности (рис. 1). При поверхностном нагреве не может быть равномерного распределения температур в поверхностном слое. Температура поверхности тела всегда будет выше, чем заданная для внутренней границы слоя. Из рисунка видно, что чем меньше время нагрева, тем выше температура поверхности и ниже температура в более глуболежащих слоях.

Для пайки АТР в рабочую область лопасти была разработана специальная конструкция двухпетлевого индуктора (рис. 2), обеспечивающая равномерное температурное поле в области пайки резцов. Методику выбора размера и формы индуктирующего провода (индуктора) определяли опытным путем. В нашем случае значение тока в каждом из витков зависит как от зазора между деталью и индуктирующим проводом, так и геометрических размеров витков. Это явление в некоторых случаях используют для достижения требуемой температуры нагрева детали различного сечения и размеров.

Как видно из рис. 2, где представлены также кривые распределения температур в нагреваемом теле (гнездах) лопасти, первая петля индуктора прогревает рабочую зону до $680 \dots 700$ °C, а вторая петля выполняет роль предварительного подогрева $580 \dots 600$ °C. При индукционном нагреве извне через поверхность тела внутрь его проходит электромагнитная энергия, которая затем уже внутри тела превращается в тепловую. Вследствие явления теплопроводности тепловая энергия движется от мест с высокой температурой к местам с низкой. Температура отдельных точек тела непрерывно меняется. Зависимость температуры от геометрических координат определяется распре-

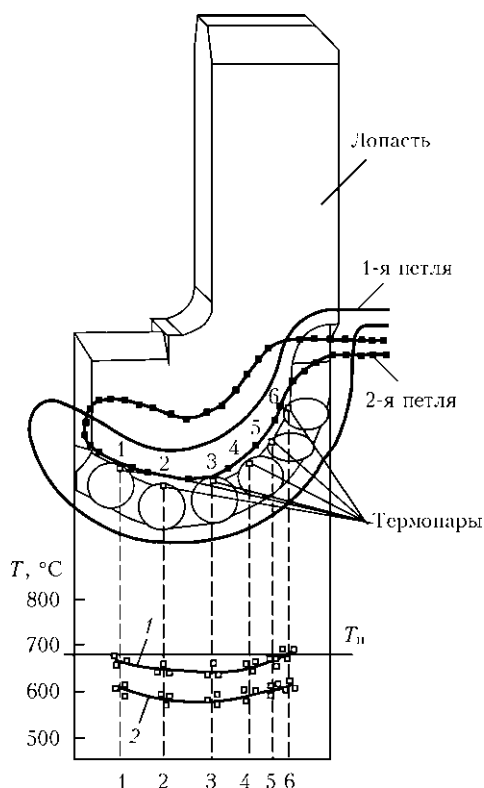


Рис. 2. Схема расположения двухпетлевого индуктора и распределение температур в зоне пайки при подключении двух (1) и одной (2) петли

делением источников тепла в нагреваемой лопасти, свойствами материала и временем, в течение которого идет нагрев.

В нашем случае используется поверхностный и глубинный нагрев, позволяющие получать равномерный прогрев изделия в нужной зоне без перегрева отдельных участков, для чего приходится увеличивать время прогрева и снижать удельную мощность, подводимую к изделию. Явление теплопроводности наблюдается и в нашем случае, обеспечивая передачу тепла к менее нагретым участкам. Характер распределения температур в этом случае иной, чем при передаче тепла извне с использованием только явления теплопередачи. Так как теплота в основном выделяется в слое толщиной Δ (где Δ — глубина проникновения тока), то температура в этом слое нарастает наиболее быстро. В более глуболежащих слоях за одно и то же время температура достигает меньших значений. В пределах же слоя толщиной Δ разница в температурах мала [3].

С помощью только высокочастотного нагрева стало возможным осуществлять одновременную пайку всех резцов с лопастью. При этой технологии алмазный слой резца находится при высокой температуре минимальное время и сохраняет необходимые при эксплуатации технологические свойства. При этом температурное поле в зоне пайки резцов выравнивается по всему рабочему

органу лопасти, температура пайки составляет примерно 680...700 °С. Следует отметить, что разработанные составы припоев систем Ag–Cu–Zn–Ni–Mn и Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–Pd [4, 6], которые применяли при пайке составного АТР, хорошо смачивают низколегированную сталь лопасти и материал подложки резцов, а также обеспечивают надежное крепление последних в лопасти. Анализ микроструктуры паяного соединения показывает, что припой системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn хорошо смачивает как твердосплавный сплав, так и сталь, причем граница соединения с обеих сторон ровная, без образования широких диффузионных зон. Микроструктура паяного соединения АТР+сталь показана на рис. 3.

Результаты механических испытаний показали, что припой системы медь–серебро–цинк–олово, легированные другими элементами (марганцем, никелем, палладием и др.), обеспечивают достаточную прочность на срез (около 300 МПа) и хорошее растекание припоя как по стальной лопасти, так и твердому сплаву.

Следует отметить, что припой систем Ag–Cu–Zn–Sn–Ni–Mn и Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–Pd по своим технологическим свойствам пригодны для пайки АТР к корпусам буровых долот. Эксперименты проводили с использованием генератора ВЧИ4-10У4 мощностью 10 кВт. Для пайки АТР с лопастью были разработаны и изготовлены:

- одновитковый петлевой индуктор для передней торцевой части рабочей лопасти, где происходит пайка алмазно-твердосплавных вставок;

- двухвитковый петлевой индуктор для передней части рабочей лопасти, где происходит пайка АТР;

- регулирующее устройство, которое держит лопасть в заданном положении по отношению к индуктору.

Перед пайкой АТР с лопастью соединяемые поверхности деталей лопасти очищали от грязи, жира, продуктов коррозии. Проверяли соблюдение величины зазоров по диаметру отверстия в пределах 0,05...0,1 мм относительно АТР. Затем

наносили флюс марки ПВ-209 в зону пайки в виде пасты, изготовленной путем замешивания флюса на воде в виде кашеобразной смеси при соотношении флюса и воды 100:60 (мас. %), а также вводили в отверстия лопасти закладные детали припоя и АТР. Производили высокочастотный нагрев рабочей зоны сопрягаемых деталей, т.е. АТР и паяемой зоны рабочих органов лопасти, до полного расплавления припоя и образования наружных галтельных участков по всему сечению АТР с отверстиями лопасти. При выявлении неполного пропаивания АТР с отверстиями лопасти в зону пайки дополнительно вводили припой в виде проволоки диаметром 1,2...2,0 мм. Параметры источника нагрева, при которых производили пайку АТР с лопастью, были таковыми: $I_{\text{сет}} = 0,7$ А; $I_{\text{анод}} = 1,5...2,0$ А. Внешний вид лопастей с впаянными АТР бурового долота показан на рис. 4.

Технологию соединения лопастей с корпусом бурового долота, разработанную в ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, производили ручной электродуговой сваркой. При этом использовали электроды марки АНО-4 диаметром 4 и 5 мм. Катет сварного шва усиливали с помощью ручной электродуговой сварки электродами марки УОНИ-13/55 диаметром 3 мм. Основным недостатком этой технологии сварки является повторный нагрев АТР при сварке лопастей с корпусом, при котором происходит деградация алмазного слоя АТР, которая в свою очередь влияет на химико-физические свойства АТР. В процессе сварки наблюдалось очень сильное разбрызгивание электродного металла в зону паяемых АТР. Для устранения этих недостатков при соединении лопастей с корпусом долота была использована технология сварки сталей в защитных средах [5]. В результате удалось снизить разбрызгивание электродного металла на алмазный слой АТР и улучшить формирование сварных швов. При поддер-

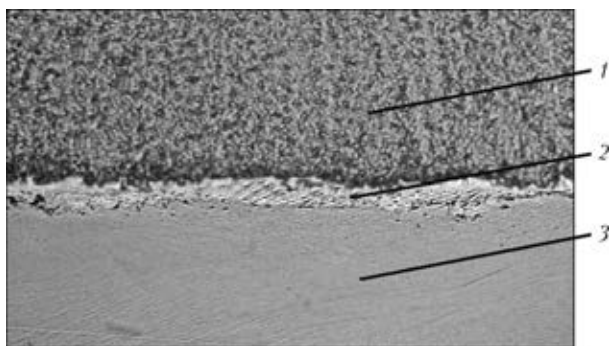


Рис. 3. Микроструктура (×300) паяного соединения АТР + сталь до испытания бурового долота: 1 — твердый сплав VK8; 2 — паяный шов; 3 — сталь 30X



Рис. 4. Внешний вид лопасти долота с впаянными АТР



Рис. 5. Буровое долото с калибратором для поверхностного бурения скважин

жении оптимальных режимов сварки не происходит перегрев рабочих органов алмазно-твердосплавных пластин, когда может произойти вторичное расплавление припоя.

Согласно предложенной технологии соединение лопастей с корпусом бурового долота производили полуавтоматической сваркой в смеси защитных газов (82 % Ar + 18 % CO₂) омедненной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм на аппарате «Фрониус» при сварочном токе $I_{\text{св}} = 180 \dots 200$ А, напряжении $U = 18 \dots 20$ В. Усиления катетов сварных швов не производили, так как заполнения разделки лопасти с корпусом долота удовлетворяли прочностным характеристикам сварного соединения долот, опробованных в реальных условиях эксплуатации. Отработаны оптимальные режимы сварки, количество и порядок наложения швов, временные паузы на остывание швов и др. Особое внимание уделено сварке верхней части лопасти долота, где сварочная дуга близко подходила к алмазному слою АТР.

На рис. 5 показана новая конструкция бурового алмазного долота с калибратором диаметром 132 мм после пайки и сварки для поверхностного бурения газовых и нефтяных скважин. С использованием новых конструкций и новой технологии пайки были успешно проведены промышленные испытания в реальных условиях эксплуатации на ПАТ «Шахта им. А. Ф. Засядько».

С применением опытных припоев систем Ag–Cu–Zn–Ni–Mn и Ag–Cu–Zn–Ni–Mn–Pd [6] была изготовлена опытно-промышленная партия буровых долот для подземного и наземного бурения скважин для добычи рассеянного метана, которая позволила не только продлить их рабочий ресурс, но и в несколько раз увеличить величину проходки скважин.

Выводы

1. Создана новая технология пайки алмазно-твердосплавных резцов в лопасть, согласно которой все резцы в отличие от известных решений впаиваются в лопасть одновременно, что исключает вторичный нагрев резца и снижает опасность деградации алмазного слоя.

2. Разработанная в ИЭС им. Е. О. Патона технология по производству буровых долот и калибратора была внедрена на ПАТ «Шахта им. А. Ф. Засядько» (г. Донецк) для подземного и поверхностного бурения газовых скважин.

3. В результате проведенных производственных испытаний алмазных буровых долот, оснащенных алмазно-твердосплавными резцами, установлено, что при использовании указанных долот при поверхностном бурении газовых скважин повышается износостойкость бурового инструмента и скорость бурения по сравнению с серийными буровыми долотами России, Украины.

1. Пат. 92268 Украина, (51) МПК (2009) E21B 10/46 E21B 10/54. Буровое алмазное долото / Б. Є. Патон, Б. В. Стефанів, В. Ф. Хорунов та ін.; заявл. 05.05.2009; опубл. 11.10.2010, Бюл. № 19.
2. Пат. 92820 Украина, (51) МПК (2009) E21B 10/26 E21B 7/28. Калибратор / Б. Є. Патон, Б. В. Стефанів, В. Ф. Хорунов та ін.; заявл. 10.03.2009; опубл. 10.12.2010, Бюл. № 23.
3. Глуханов Н. П. Физические основы высокочастотного нагрева / Под ред. А. Н. Шамова. — 5-е изд., перераб. и доп. — Л.: Машиностроение, 1989. — 56 с.
4. Стефанів Б. В. Разработка технологии пайки алмазно-твердосплавных резцов // Автомат. сварка. — 2013. — № 2. — С. 38–42.
5. Свецинский В. Г., Римский С. Т., Галинич В. И. Сварка сталей в защитных газовых смесях на основе аргона в промышленности Украины // Там же. — 1994. — № 4. — С. 41–44.
6. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Стефанів Б. В. Влияние палладия на структуру и технологические свойства припоев системы Ag–Cu–Zn–Ni–Mn // Там же. — 2012. — № 9. — С. 23–28.

Поступила в редакцию 24.05.2013



УДК 621.791.762.1.03+5.03

ТИРИСТОРНЫЙ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬ С НЕПОСРЕДСТВЕННОЙ СВЯЗЬЮ ДЛЯ ПИТАНИЯ КОНТАКТНЫХ МАШИН

П. М. РУДЕНКО, В. С. ГАВРИШ

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

При изготовлении металлических конструкций и изделий широко применяют машины для контактной сварки сопротивлением и оплавлением, мощность которых может достигать нескольких сотен киловатт. В настоящее время для электрического питания этих машин наибольшее распространение получили схемы питания от сети переменного тока частотой 50 (60 Гц), одно- и двухфазное. В настоящее время большое внимание уделяется обеспечению электромагнитной совместимости потребителей электроэнергии, особенно таких мощных, как контактные сварочные машины. Это может быть обеспечено при равномерной нагрузке трехфазной сети, в том числе с помощью преобразователей частоты и числа фаз. Целью настоящей статьи является разработка и анализ преобразователей частоты, обеспечивающих равномерную нагрузку трехфазной сети, существующих мощных контактных машин, сварочные трансформаторы которых рассчитаны на питание от однофазной сети 50 Гц. Показаны преимущества и недостатки преобразователей, работающих на частотах 30, 37,5 и 45 Гц. Опытный образец преобразователя 37,5 Гц прошел промышленные испытания при сварке железнодорожных рельсов. Библиогр. 5, рис. 3.

Ключевые слова: контактные сварочные машины, преобразователь частоты и числа фаз, равномерная нагрузка трехфазной сети

Машины для контактной сварки сопротивлением и оплавлением широко применяют при изготовлении металлических конструкций и изделий. При этом каждая из этих машин может иметь различные схемы электрического питания [1–3], наибольшее распространение получили следующие:

- от сети переменного тока частотой 50 (60 Гц), одно- и двухфазное;
- от преобразователей частоты и числа фаз;
- от источников выпрямленного напряжения промышленной частоты;
- от инверторов повышенной частоты с последующим выпрямлением;
- от источников конденсаторного типа.

Разнообразие схем питания объясняется необходимостью задания и отработки различных сварочных циклов, гарантирующих требуемое качество сварных соединений из различных металлов и сплавов. Кроме того, в настоящее время большое внимание уделяется электромагнитной совместимости потребителей электроэнергии, особенно таких мощных, как контактные сварочные машины (ГОСТ 13109–97). Это может быть обеспечено при равномерной нагрузке трехфазной сети, в том числе с помощью преобразователей частоты и числа фаз.

Так, преобразователи частоты, нашедшие применение при контактной сварке, впервые были разработаны фирмой «Сияки» [1, 2]. Однако несмотря на хорошие технологические показатели они широкого распространения не получили из-за слишком громоздкого и тяжелого сварочного

трансформатора, рассчитанного на очень низкую (приблизительно несколько герц) частоту. На основании проведенного В. К. Лебедевым [2] анализа частотных характеристик подобных машин был сделан вывод о том, что требуемые электрические и технологические характеристики можно получить и при более высоких частотах.

Был предложен преобразователь, который работал на частоте 30 Гц без вентилях во вторичной цепи сварочной машины и обеспечивал равномерную нагрузку трехфазной электрической сети [2]. Сварочные машины с таким преобразователем имеют как технологические, так и энергетические преимущества по сравнению с однофазными машинами. По КПД и некоторым другим показателям они превосходят машины постоянного тока. Однако эти машины имеют и определенные недостатки: увеличенную массу и размеры сварочного трансформатора по сравнению с машинами промышленной частоты; невозможность использования такого преобразователя для питания существующих однофазных контактных машин без снижения напряжения питания, так как в этом случае резко возрастает ток холостого хода сварочного трансформатора (в десятки раз), что приводит к увеличению электрических потерь и сбоям в работе системы автоматического регулирования вплоть до аварийных режимов.

Целью настоящей статьи является разработка и анализ преобразователей частоты, обеспечивающих равномерную нагрузку трехфазной сети, существующих мощных контактных машин, сварочные трансформаторы которых рассчитаны на



питание от однофазной сети 50 Гц. Авторами разработаны алгоритмы управления преобразователями с применением частот 37,5 и 45 Гц, при которых в значительной мере устраняются эти недостатки. Формы напряжения на выходе таких преобразователей приведены на рис. 1.

Наиболее простой и надежный трехфазный преобразователь числа фаз можно построить по схеме с непосредственным преобразованием (без промежуточного звена постоянного тока) с использованием в качестве управляющих элементов тиристоров, которые допускают многократную перегрузку по току. Эффективность работы преобразователя оценим по коэффициенту эффективности K_γ загрузки сети при одно- и трехфазном питании, а также минимальному времени усреднения фазного (линейного) тока при равномерной нагрузке фаз.

При этом наиболее эффективной схемой источника питания мог бы быть трехфазный выпрямитель. При одинаковой нагрузке на каждую фазу (что можно допустить с достаточной для практической оценки точностью) среднее значение каждого фазного тока, а следовательно, и соответствующей мощности будет постоянным при времени усреднения, равном половине периода, т. е. 10 мс.

При этом, если пренебречь падением напряжения на диодах, эффективное напряжение на вы-

ходе двухполупериодного трехфазного моста (6-пульсной схемы выпрямления) составляет

$$U_e = 0,957 U_m,$$

где U_m — амплитуда линейного напряжения.

Как известно, эффективное напряжение двухфазной сети питания $U_e = 0,707 U_m$. Далее для простоты оценки предполагаем, что модуль полного сопротивления цепи нагрузки, который зависит от частоты питающего напряжения, Z мало изменяется для рассматриваемых форм выходного напряжения. Тогда для двухполупериодного трехфазного моста получается следующее значение коэффициента эффективности загрузки сети — относительной мощности на его выходе по сравнению с максимально возможным потреблением электроэнергии только от двух фаз

$$K_\gamma = (0,957 U_m / 0,707 U_m)^2 = 1,832.$$

Такая система также имеет технологические преимущества, поскольку коэффициент амплитуды, представляющий собой отношение амплитудного значения напряжения к его эффективному значению $K_a = U_a / U_e$, равен 1,045, тогда как для переменного тока $K_a = 1,41$ [1].

Заметим, что система питания является симметричной и уравновешенной, когда сумма мгновенных мощностей по каждой фазе в любой момент времени является постоянной. При таком потреблении электрической энергии коэффициент эффективности $K_\gamma = 3$.

Эффективность выпрямительной схемы питания снижается из-за необходимости установки выпрямителя во вторичной цепи силового трансформатора. При этом падение напряжения на диодах соизмеримо с напряжением на выходе выпрямителя и значительная часть мощности теряется на выпрямителе.

Если использовать преобразователь, который питает первичную цепь силового трансформатора напряжением в виде импульсов квазипостоянного тока, то потери на управляемых выпрямителях будут незначительными. Однако при переключении полярности импульсов напряжения на входе трансформатора необходимо пропускать включение как минимум на двух последовательных линейных напряжениях. Вследствие этого длительность каждого полупериода увеличивается на 6,6 мс, а следовательно, возрастает время усреднения, в течение которого выравниваются фазные токи и соответственно падает выходная мощность схемы питания.

Так, при частоте выходного напряжения 30 Гц

$$K_\gamma = 1,314, T_c = 50 \text{ мс}, K_a = 1,23,$$

а при 37,5 Гц

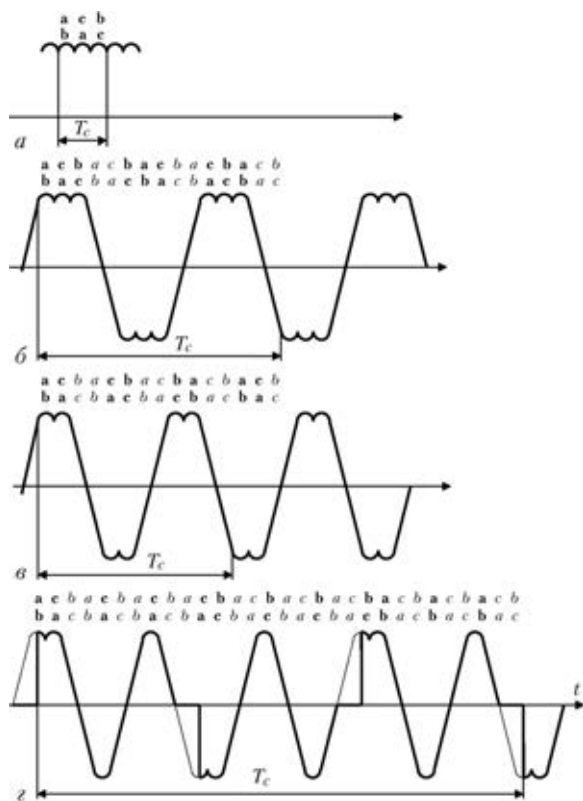


Рис. 1. Формы напряжения на выходе 6-пульсного выпрямителя (а), преобразователя частоты 30 (б), 37,5 (в) и 45 (з) Гц. Жирные буквы — линейные напряжения, на которых включается выпрямитель

$$K_3 = 1,195, T_c = 40 \text{ мс}, K_a = 1,29.$$

Для работы на указанных частотах необходимо использовать специально разработанные трансформаторы. Обычные трансформаторы, установленные на двухфазных сварочных машинах для переменного тока частотой 50 (60) Гц, сложно использовать из-за их высокого тока холостого хода на частотах значительно ниже 50 Гц, например, 37,5 Гц. Так, экспериментальные исследования силового трансформатора для стыковой машины К-1000 показали, что при питании от сети переменного тока напряжением выше 360 В, частотой 37,5 Гц ток холостого хода увеличивается в 10 раз по сравнению с питанием напряжением частотой 50 Гц при том же эффективном напряжении (рис. 2). При питании машин от сети переменного тока частотой 50 Гц, напряжением $U = 380$ В ток холостого хода для машины К-190 составляет 20 А, а для машины К-1000 — 35 А. Очевидно, что при частоте напряжения 30 Гц работа трансформаторов 50 Гц будет еще более усложнена.

Если преобразователь предполагается использовать для трансформаторов 50 (60) Гц, необходимо применять специальные меры. При этом основной показатель — равная загрузка фаз — должен сохраняться.

Простейшим способом повышения частоты является «вставка» в форму напряжения 37,5 Гц кратного числа периодов напряжения с частотой 50 Гц после каждого импульса напряжения одной полярности на том линейном напряжении, на котором заканчивается импульс [4]. В этом случае

$$K_3 = [(2n + 1)/(2n + 1,333)]^2, \\ T_c = 40 + 60n, K_a = 1,41(2n + 1,333)/(2n + 1).$$

В частности, при $n = 1$ частота напряжения составляет 45 Гц [5]

$$K_3 = 0,81, T_c = 100 \text{ мс}, K_a = 1,56.$$

Показатели эффективности по мощности и коэффициенту амплитуды приближаются к данным для двухфазного питания, так как питание фактически осуществляется сериями импульсов 50 Гц. При этом значительно уменьшается ток холостого хода сварочного трансформатора, а трехфазный отбор электроэнергии позволяет получить равномерную загрузку сети при времени усреднения 0,1 с.

Таким образом, все рассмотренные алгоритмы имеют как преимущества, так и недостатки. Наиболее оптимальным для уже имеющихся сварочных машин является алгоритм с применением напряжения с частотой 37,5 Гц.

Источник питания с частотой напряжения 37,5 Гц прошел производственные испытания при сварке сопротивлением изделий большого сечения. При сварке оплавлением он работал более

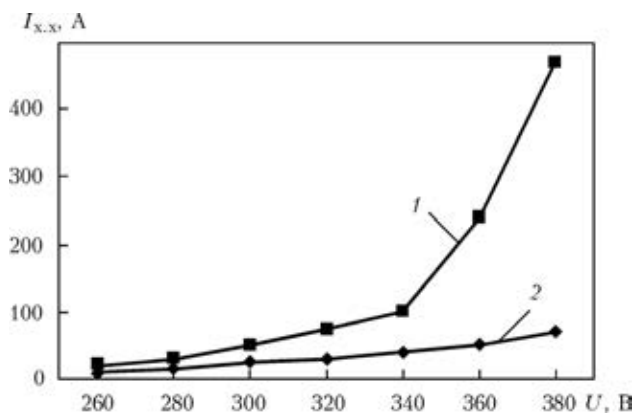


Рис. 2. Зависимость тока холостого хода от входного напряжения для сварочных трансформаторов машин К-190 (2) и К-1000 (1) при питании от преобразователя частоты 37,5 Гц

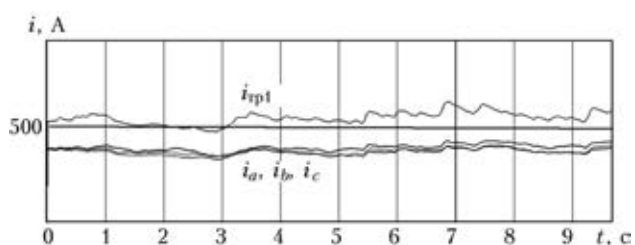


Рис. 3. Осциллограммы токов i_a, i_b, i_c в фазах A, B, C на входе преобразователя и тока в первичной цепи сварочного трансформатора $i_{тр1}$ при сварке рельсов на машине К-1000 с использованием преобразователя частоты и числа фаз

двух лет на рельсосварочном поезде (технологическими испытаниями источника руководил науч. сотrud. ИЭС им. Е. О. Патона А. В. Дидковский). На завершающем этапе испытаний осуществляли сварку плетей, установленных в главный путь железной дороги. Как в первом, так и во втором случае качество сварных изделий соответствовало техническим требованиям для этих изделий.

Осциллографирование фазных токов на входе преобразователя частоты и числа фаз при сварке (рис. 3) показало их равенство между собой и уменьшение на 20 % по сравнению с током в нагрузке (выходе источника).

Выводы

1. Преобразователи частоты с алгоритмами управления на частотах 37,5 и 45 Гц имеют электрические преимущества перед источниками питания машин для контактной сварки промышленной частоты за счет потребления электроэнергии от трех фаз.

2. Опытные-промышленные испытания преобразователя частоты на 37,5 Гц показали его возможность и целесообразность применения для контактной сварки оплавлением, в частности, железнодорожных рельсов. При этом обеспечивается равномерная загрузка трехфазной электрической сети.



1. Лебедев В. К., Письменный А. А. Системы питания машин для контактной сварки // Автомат. сварка. — 2001. — № 11. — С. 32–36.
2. Лебедев В. К., Письменный А. А. Совершенствование систем питания машин для контактной сварки сопротивлением // Сварка и родственные технологии — в XXI век. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 130–136.
3. Лебедев В. К., Письменный А. А. Система питания машин для контактной сварки с транзисторным инвертором // Автомат. сварка. — 2003. — № 2. — С. 11–13.
4. Пат. 86279 Україна, МПК (2009) B23K 11/24. Спосіб електричного живлення однофазних контактних машин змінного струму / С. І. Кучук-Яценко, В. С. Гавриш, П. М. Руденко та ін.; опубл. 10.04.2009.
5. Пат. 100064 Україна, МПК B23K 11/24 (2006.01). Спосіб електричного живлення зварювального трансформатора однофазних контактних машин змінного струму / С. І. Кучук-Яценко, В. С. Гавриш, П. М. Руденко та ін.; опубл. 12.11.2012.

Поступила в редакцію 15.04.2013

НОВЫЕ КНИГИ

Сварка и наплавка меди и сплавов на ее основе / Составители: В. М. Илюшенко, Е. П. Лукьянченко. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 396 с.

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их производственного применения в различных отраслях промышленности.

Может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, занимающимся исследованиями в этой области.



Сидорец В. Н., Пентегов И. В. Детерминированный хаос в нелинейных цепях с электрической дугой. — Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. — 272 с.

Монография посвящена изложению результатов исследования фундаментальных свойств электрической дуги как нелинейного элемента электрических цепей. Описаны выявленные закономерности и механизмы возникновения детерминированного хаоса в этих цепях и сценарии его развития. Особое внимание уделено оригинальным математическим методам исследования нелинейных динамических систем. Все полученные результаты наглядны и достаточно подробно проиллюстрированы.

Рассчитана на широкий круг специалистов в областях теоретической электротехники и нелинейных динамических систем, может быть полезна ученым, аспирантам и студентам.



Заказы на книги просьба направлять
в редакцию журнала «Автоматическая сварка».



Зарубежный опыт

УДК 621.791.925

ОБЗОР МИРОВОГО РЫНКА ТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ И ТЕНДЕНЦИИ РАЗВИТИЯ ИССЛЕДОВАНИЙ В СТРАНАХ ЕС

*Overview of the global thermal spray market and research trends in Europe /
W. Kroemmer // Welding and Cutting. — 2012. — II, № 6. — P. 377–379.*

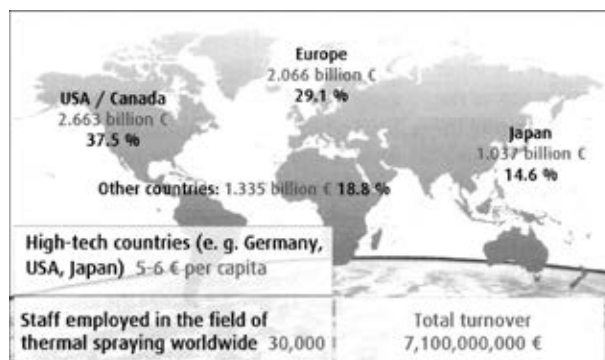
Для перехода от технологии разработки к коммерческой реализации важно не только оценить ее уровень, техническую эффективность и сферы применения, но и возможности дальнейшего совершенствования.

В отличие от многих известных технологических процессов, термическое напыление появилось сравнительно недавно. До 1950 г. ему не уделяли особого внимания, пока не появились способы плазменного и детонационного напыления. Использование оксида циркония в качестве теплоизоляционного покрытия, а также покрытий с минимальной пористостью, обусловило перспективность этого способа, например, в аэрокосмической промышленности, где активно используют новые технологии.

В настоящее время к наиболее широко применяемым способам относят такие газопламенные процессы, как металлизация распылением проволоки, составляющие львиную долю рынка термического напыления, в связи с низкими капитальными затратами (стоимостью оборудования) и незначительными технологическими расходами. В этом случае использование молибдена для нанесения покрытий на штоки поршней и уплотнительные кольца доказало перспективность этого способа, обеспечивающего заданный уровень качества в серийном производстве.

Прогресс в этой области достигнут благодаря усилиям большого числа энтузиастов, которые стремились усовершенствовать процесс напыления путем увеличения скорости полета напыляемых частиц с одновременным снижением тепловложения. Наибольшего успеха удалось добиться Джиму Браунингу, который разработал способ высокоскоростного газопламенного напыления HVOF и установку для его реализации «JetKote», обеспечивающую разгон напыляемых частиц до скорости 450 м/с, а в установке «JP 5000» — до 600 м/с.

В 1998 г. появилась разработка способа холодного напыления (Анатолий Папырин) в условиях, полностью исключаящих окисление напыляемого материала, при скорости частиц около 600 м/с. Преимущества нового способа существенно расширили диапазон его технологического примене-

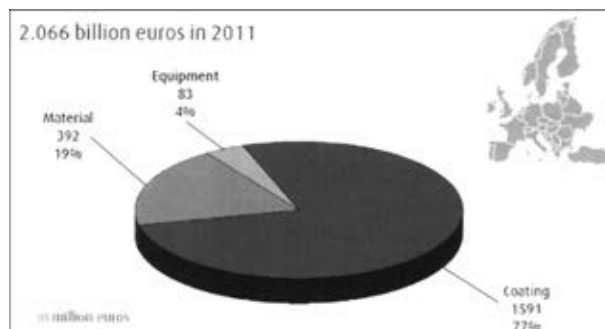


Структура мирового рынка термического напыления по регионам

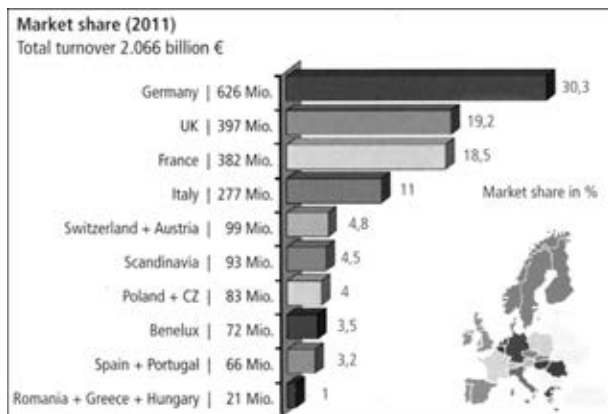
ния, даже в тех отраслях промышленности, где до этого использование способа термического напыления полностью исключалось. В настоящее время увеличение скорости разгона частиц до 1200 м/с позволяет намного расширить ассортимент напыляемых материалов и рынки сбыта новой продукции.

Анализируя экономические исследования сферы использования технологии термического напыления, проведенные независимыми экспертами, можно сделать вывод о том, что суммарный оборот этого рынка составляет около 7,1 млрд евро, причем страны ЕС занимают второе место с оборотом 2,06 млрд евро, а суммарный оборот второго сегмента мирового рынка (США и Канада) составляет 2,66 млрд евро.

Однако если товары рынка термического напыления в Северной Америке пользуются спросом в основном в аэрокосмической промышлен-



Структура рынка термического напыления в ЕС

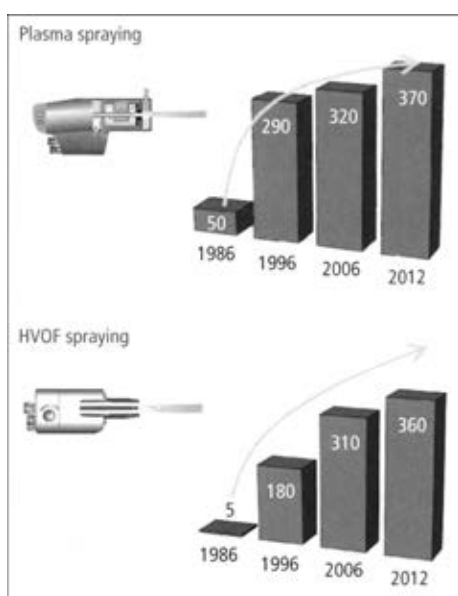


Структура рынка термического напыления за 2011 г. (включая Швейцарию и Норвегию)

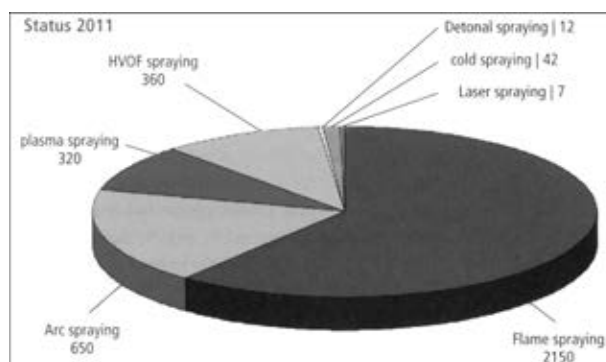
ности, то в странах ЕС в этой продукции заинтересованы многие, без явного доминирования какого-либо отдельного сектора промышленности. Исследования выявляют следующую любопытную особенность: в развитых странах, например, в США, Германии или Японии, максимальный оборот рынка термического напыления в пересчете на душу населения составляет от 5 до 6 евро.

В странах ЕС ежегодный спрос на термические покрытия достигает 77 % общего оборота, причем потребность в материалах составляет 19 %, из которых затраты на баллонные газы — 3...4 %, а годовые инвестиции на разработку новых технологий и оборудования не превышают 4 %.

В настоящее время Германия занимает на европейском рынке первое место с долей оборота 30 %, за ней следуют Великобритания (19 %) и Франция (18,5 %). При этом нужно учитывать отличие рынка конкретного технологического направления от суммарного оборота рынка отдельной страны. На внутреннем рынке пользуются спро-



Развитие рынка продаж поверхностных технологий напыления (плазменная, HVOF) с 1986 г. (в единицах проданного оборудования)



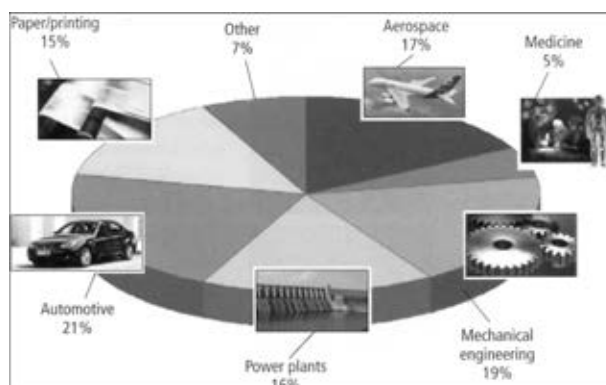
Структура рынка технологий напыления за 2011 г.

сом более универсальные технологии, причем, основными потребителями являются аэрокосмическая и автомобильная отрасли промышленности. В Германии эта доля составляет 30 % европейского рынка, суммарно 626 млрд евро, распределенных между 690 различными компаниями или 10 тыс. пользователей оборудования для термического напыления. Однако основная доля приходится на компании со средним оборотом. 245 предприятий используют этот тип оборудования для изготовления собственной продукции, а 445 — непосредственно заняты выполнением заказов на термическое напыление.

Исходя из общего количества оборудования для термического напыления, на рынке германоязычных стран к настоящему моменту реализовано около 2000 газопламенных установок (с напылением проволоки или напылением порошка), из которых, вероятно, лишь незначительная часть находится в нерабочем состоянии или не задействована в технологических процессах.

Эти числа соответствуют стоимости расходов на материалы, использованных в этих процессах, 50 % которой — затраты на приобретение проволоки для напыления. Но определяющими являются: плазменное напыление (370 ед. оборудования), высокоскоростное газокислородное напыление (360 ед.) и холодное напыление (42 ед.).

Представляет интерес еще один аспект проведенного анализа, а именно: количество востребо-



Структура рынка термического напыления по основным отраслям-потребителям



ванных за последние 20 лет систем напыления и направление этого роста. Например, начиная с 1986 г. снижался выпуск оборудования для газопламенного напыления, вероятнее всего, из-за пересыщения рынка этим товаром, но устойчиво увеличивался выпуск систем, использующих технологии распыления проволоки, что объясняется совершенствованием оборудования, разработкой новых сопловых насадок и использованием других газов для распыления металла вместо воздуха. Выпуск оборудования для плазменного напыления и HVOF характеризуется наибольшим ростом (оба способа по 300 ед.). С 2002 г. начались продажи оборудования для холодного напыления как для исследовательских целей, так и для использования в технологических процессах (уже 45 ед.).

В настоящее время можно уверенно говорить о том, что процессы термического напыления применяются почти повсеместно, включая автомобильную, машиностроительную, авиакосмическую

промышленность, а также при изготовлении медицинской аппаратуры.

Анализируя проведенные экономические исследования, можно констатировать, что пока задействовано не более 50 % потенциала технологий термического напыления, но в будущем (особенно из-за постоянного роста цен на металлы) увеличится спрос на технологии нанесения покрытий, что будет способствовать постоянному расширению их использования в различных областях промышленности.

Дальнейшее развитие новых технологий, например, способа плазменного напыления при пониженном давлении или способа холодного напыления, разработка новых модифицированных распыляемых материалов, аппаратуры термического напыления позволяют прогнозировать увеличение роста суммарного оборота мирового рынка термического напыления в 2012 г. до уровня 10 млрд евро.

Материал подготовил В. М. Кислицын

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Воронов В. В. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 26 июня 2013 г. кандидатскую диссертацию на тему «Разработка и исследование припоев для пайки титановых сплавов».

Диссертация посвящена созданию нового припоя для пайки титановых сплавов различных классов с пониженной температурой плавления (ниже 900 °C) на базе новой трехкомпонентной системы Ti–Zr–Co и изучению особенностей формирования структуры и свойств соединений, паяных исследуемым припоем. Выбрана перспективная система для изготовления экспериментальных припоев. Разработана технология выплавки исследуемых сплавов, изучена структура экспериментальных припоев, их температуры солидуса и ликвидуса. Установлено, что в данной системе имеется область сплавов с пониженной температурой ликвидуса, наиболее перспективная с точки зрения разработки припоев. Установлены составы с приемлемым для пайки температурным интервалом плавления (860...880 °C).

Исследована растекаемость припоев систем Ti–Zr–Co и Ti–Zr–Fe по подложкам из титановых сплавов различных классов.

Изучены особенности формирования структуры паяных швов соединений из титановых сплавов разных классов. Показано, что при вакуумной

пайке титановых сплавов, паяный шов, как таковой отсутствует, а наблюдается зона общих зерен паяемых материалов, где имеется повышенное количество циркония и незначительные количества других составляющих припоя. Установлено практическое отсутствие влияния вида припоя (литой или аморфный) на структуру и свойства паяных соединений из титановых сплавов. Определены оптимальные металлургические и технологические параметры вакуумной пайки припоями системы Zr–Ti–Co и Ti–Zr–Fe, обеспечивающие высокие эксплуатационные свойства паяных соединений.

Механические свойства соединений, паянных припоями системы Zr–Ti–Co, не уступают свойствам соединений, паянных известными припоями, несмотря на пониженную температуру пайки. Прочность соединений, паянных припоем системы Ti–Zr–Co, находится на уровне: $\sigma_B = 660$ МПа, $\tau_B = 420$ МПа (OT4); $\sigma_B = 770$ МПа, $\tau_B = 510$ МПа (BT6). Таким образом, высокие показатели прочности соединений, выполненных припоями систем Ti–Zr–Co и Ti–Zr–Fe, как в литом, так и в аморфном состоянии позволяют рекомендовать их для изготовления конструкций из титановых сплавов различного назначения.

Получены данные относительно преимуществ и недостатков алюминиевых припоев различного состава для пайки титана. Показано, что для получения качественных паяных соединений из титановых сплавов можно использовать алюминиевые припои



без кремния (в частности Al–Mg). Исследовано влияние степени легирования алюминиевых припоев магнием на толщину интерметаллидной прослойки на границе «титан–алюминий» при пайке припоями системы Al–Mg. Установлено, что наличие магния способствует снижению толщины интерметаллидной прослойки. В среднем увеличение количества магния на 1 % снижает толщину интерметаллидной прослойки Ti_3Al на 10...15 %. Данные цифры остаются справедливы до содержания магния в припое около 5...6 %.

Исследовано влияние температурно-временных циклов пайки и на толщину интерметаллидной прослойки на границе «титан–алюминий». В результате установлено, что температурный интервал пайки 680...700 °C является оптимальным для выбранных припойных материалов. Время выдержки при пайке титана данными припоями должно быть минимально возможным для предотвращения образования хрупких интерметаллидных прослоек. На базе проведенных исследований созданы основы технологии вакуумной высокотемпературной пайки тонкостенных сотовых и ячеистых конструкций из титановых сплавов различных классов.



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Т. А. Алексеева (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) 25 июня 2013 г. защитила кандидатскую диссертацию на тему «Структура и механические свойства металла зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей».

Диссертационная работа посвящена исследованию изменения структурного состава металла сварных соединений, формирующегося в зоне термического влияния (ЗТВ) при различных технологических режимах сварки: изменении скорости охлаждения ($w_{6/5} = 2,5; 10; 20$ °C/c); использовании различного типа сварочных проволок, для условий сварки с различной жесткостью закрепления $b_1 = 150$ мм, $b_2 = 50$ мм, а также изменения параметров структуры под воздействием внешнего нагружения (статического: $\sigma_H^1 = 0,8\sigma_{0,2}$ МПа; $\sigma_H^2 =$

$= 0,75...0,85\sigma_B$ МПа и циклического: $\sigma_a^1 = 80$ МПа; $\sigma_a^2 = 120$ МПа).

С использованием комплекса методов (световой микроскопии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии) приведены результаты исследования микроструктуры сварных соединений: объемной доли формирующихся структур; изменение структурных параметров (микротвердости, размера пакетов, субструктуры, ширины реек, плотности дислокаций); химического состава; характера разрушения сварных соединений. Изложен метод аналитической оценки свойств сварных соединений, основанный на учете конкретного вклада формирующихся структур, позволяющий определить оптимальный структурный состав в металле ЗТВ сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей.

В ходе сопоставления вклада в упрочнение всех формирующихся структур в участке перегрева для всех исследуемых режимов установлено, что основной вклад порядка 42 % в общее значение предела текучести вносят структуры нижнего бейнита и мартенсита отпуска. На основе экспериментальной информации о дислокационной структуре в структурных составляющих выполнена аналитическая оценка распределения локальных внутренних напряжений $\tau_{вн}$ для всех исследуемых технологических режимов показано следующее. Максимальный уровень (до $0,44...0,67\tau_{теор}$) формируется в зонах локализации деформации вдоль границ сплошных цементитных пластин в структурах верхнего бейнита, что приводит к зарождению в этих зонах микротрещин и трещинообразованию.

Установлено, что при использовании сварочной проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ в сварных соединениях стали 17Х2М обеспечивается высокий комплекс механических свойств и равномерный уровень локальных внутренних напряжений за счет формирования в ЗТВ оптимального структурного состава — максимального количества нижнего бейнита — 55 % и мелкодисперсного мартенсита отпуска — 20 %. В этих структурах под воздействием внешних нагрузок происходит фрагментирование, что расширяет возможности пластической релаксации напряжений за счет подключения к дислокационным механизмам ротационных механизмов сброса внутренних напряжений.



МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СВАРКА И КОНТРОЛЬ — 2013»

С 15 по 17 мая 2013 г. в Пермском национальном исследовательском политехническом университете состоялась Международная научно-техническая конференция «СВАРКА И КОНТРОЛЬ — 2013», посвященная 125-летию изобретения Н. Г. Славяновым электродуговой сварки плавящимся электродом. Организаторами конференции выступили Межгосударственный совет по сварке и родственным технологиям, Министерство образования и науки РФ, Национальное агентство контроля сварки (НАКС), Пермский национальный исследовательский политехнический университет (ПНИПУ).

В работе конференции приняли участие как разработчики новых сварочных материалов, оборудования и технологий, так и их потенциальные потребители из России, ближнего и дальнего зарубежья.

Общее количество участников конференции составило около 150 человек. Обращает на себя внимание широкое представительство на конференции преподавателей и специалистов высших учебных заведений, научно-исследовательских институтов, предприятий промышленного производства. От НАКС в работе конференции приняли участие президент НАКС, академик РАН Н. П. Алешин и генеральный директор НАКС А. И. Прилуцкий. ИЭС им. Е. О. Патона (Украина) представлял академик НАНУ Л. М. Лобанов.

В работе конференции приняли участие представители из различных регионов РФ (Москва, Ростов-на-Дону, Екатеринбург, Курган, Самара, Ижевск, Киров, Нижний Новгород, Челябинск, Барнаул, Юрга, Томск), а также Армении, Украины, Германии.

15 мая, в первый день работы конференции, состоялось пленарное заседание. Открыл конференцию Президент ПНИПУ В. Ю. Петров. С приветственным словом к участникам конференции обратился заместитель председателя Пермской городской думы Ю. А. Уткин. На пленарном заседании выступили: академик НАНУ Л. М. Лобанов, который проинформировал о новых разработках ИЭС им. Е. О. Патона в области диагностики конструкций методами электронной широкой диафрагмы и спеклинтерферометрии, заведующий кафедрой сварочного производства и технологии конструкционных материалов ПНИПУ Ю. Д. Щицын, представивший разработки кафедры в области плазменных технологий и оборудования, проректор по научной работе НИУ МЭИ, заведующий кафедрой технологии металлов НИУ МЭИ В. К. Драгунов, доклад кото-

рого был посвящен роли научно-производственных центров в развитии технологии сварки электронным лучом, заведующий кафедрой электронного машиностроения Саратовского ГТУ Г. В. Конюшков, который представил разработки кафедры в области диффузионной сварки СВЧ-приборов и ускорительной техники.

На пленарном заседании также выступили Э. В. Лазарсон (Пермь), который остановился на развитии идей Н. Г. Славянова на Пермской земле, и В. В. Каратыш, который рассказал о Н. Г. Славянове, как изобретателе, ученом, инженере.

Участники конференции отметили бережное отношение пермяков к сохранению памяти Н. Г. Славянова. Было принято обращение к властям Перми о переименовании площади Дружбы, на которой установлен памятник Н. Г. Славянову, в площадь Славянова.

16 мая, во второй день конференции, работали две секции: «Технологии сварки», «Методы сварки».

На секции «Технологии сварки» выступили: С. Розе из Дрездена (Германия), который в своем сообщении изложил концепцию возникновения и сокращения вредных газовых выбросов при сварке в среде защитных газов, а также А. А. Геворкян из Еревана (Армения), рассказавший об исследованиях механических характеристик сварных швов биметаллических соединений титана и стали.

Б. И. Мандров (Барнаул) сообщил об особенностях применения экструзионной сварки, А. В. Афанасьев (Самара) в своем докладе изложил причины разрушения сварных швов газопроводов, выполненных методом сварки токами высокой частоты, Е. С. Бубенок (Ростов-на-Дону) представил механизм образования сварных соединений при сварке трением с перемешиванием, а В. В. Яковлев (Екатеринбург) рассказал о применении робастных численных методов для сварочных процессов.

М. В. Белов (Екатеринбург) в своем докладе представил новые разработки сварочного оборудования фирмы ООО «Шторм», О. М. Гладышев (Нижний Новгород) рассказал об особенностях схемотехники современных сварочных инверторных источников питания, С. Ф. Трух (Москва) представил сварочное оборудование, выполненное на базе модульных узлов ПАРС, Ю. И. Летягин (Пермь) остановился на вопросах оптимизации состава электродного покрытия для стабильного горения сварочной дуги.

Доклад В. В. Мелюкова (Киров) был посвящен определению параметров режима сварки методом

обратной задачи, а доклад А. В. Царькова (Калуга) — кривизне сварочной ванны как параметре оптимизации режима сварки.

Ю. Н. Сараев (Томск) в своем докладе остановился на совершенствовании процессов сварки на основе адаптивного импульсного высокоэнергетического воздействия на перенос металла и кристаллизацию сварочной ванны, С. И. Казаков сообщил о создании персональной информационно-поисковой системы на базе программы ИПС «НиКа», Э. В. Лазарсон (Пермь) представил усовершенствованные методики расчета норм времени на сварочные работы, С. В. Наумов (Пермь) — сварочные материалы на основе техногенных образований горно-металлургических предприятий Урала и ресурсосберегающие технологии их производства, Д. М. Шахматов (Челябинск) рассказал о несущей способности сварных соединений с угловыми фланговыми швами.

На секции «Методы сварки» Е. Н. Сафонов (Нижний Тагил) проинформировал об опыте внедрения плазменной закалки для продления срока службы деталей машин, К. В. Князьков (Барнаул) представил результаты исследования износостойкости упрочняющих покрытий, модифицированных нанодисперсными частицами, А. Л. Гончаров (Москва) рассказал об исследовании сварных соединений разнородных сталей, полученных электронно-лучевой сваркой. А. В. Щербаков (Москва) представил разработанную электронно-лучевую установку для сварки малогабаритных деталей, С. И. Казаков (Курган) рассказал о перспективах использования лазеров для нагрева металла при электрошлаковой сварке.

Д. Н. Трушников (Пермь) представил разработанные методы контроля параметров канала проплавления при электронно-лучевой сварке осциллирующим электронным лучом, Д. С. Белинин (Пермь) сообщил о результатах исследования процесса плазменной наплавки сжатой дугой током обратной полярности. В своем докладе С. В. Анахов (Екатеринбург) изложил результаты проектирования по принципам безопасности в технологиях плазменной резки, В. Я. Беленький (Пермь) рассказал о результатах разработки бездефектной технологии электронно-лучевой сварки высокопрочной стали с бронзой с использованием динамического позиционирования электронного луча.

В. С. Верхорубов (Екатеринбург) в своем докладе представил сравнительный анализ наплавленных и напыленных покрытий со структурой метастабильного аустенита, П. С. Кучев (Пермь) рассказал о плазменной сварке алюминиевых сплавов повышенной толщины, а А. Н. Лялин (Пермь) сообщил о результатах разработки методов контроля процесса формирования сварного шва при электронно-лучевой сварке со сквозным проплавлением.

В дни проведения конференции с 15 по 17 мая состоялся митинг у памятника Н. Г. Славянова, посещение Дома-музея Н. Г. Славянова, возложение цветов к его могиле, а также посещение Белогорского Свято-Николаевского мужского монастыря («Уральский Афон»), Кунгурской ледяной пещеры и архитектурно-этнографического музея «Хохловка».

Ю. Д. Щицын, В. Я. Беленький

УДК 621.791:061.2/4



МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ»

Достижение высокого качества и эксплуатационной надежности машин, а также их более низкой стоимости, являющихся условием обеспечения высокого и устойчивого уровня рыночной конкурентоспособности, возможно лишь на основе реализации новых наукоемких технологий и научно-технических направлений.

Одним из таких комплексных направлений решения задачи является инженерия поверхности. Она приобретает все большее значение как эффективное средство достижения экономии материалов и энергии, позволяя одновременно улучшать тех-

нико-экономические характеристики машин и создавать принципиально новые изделия.

Тринадцатый раз с 3–7 июля 2013 г. в пгт Гаспра, Большая Ялта, была проведена Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий», организованная Всеукраинской общественной организацией Ассоциацией технологов-машиностроителей Украины (АТМ Украины). В конференции принимали участие ученые НИИ и вузов, специалисты промышленных предприятий Украины (Бердянск, Горловка, Днепродзержинск, Днепропетровск, Запорожье,



Ильница, Киев, Кировоград, Кременчуг, Кривой Рог, Луганск, Луцк, Львов, Мариуполь, Одесса, Сумы, Харьков), России (Белгород, Брянск, Екатеринбург, Ижевск, Казань, Комсомольск-на-Амуре, Магнитогорск, Москва, Нижний Тагил, Омск, Орел, Самара, Северск, Старый Оскол, Тверь, Томск, Тула, Уфа, Челябинск), Беларуси (Минск, Новополоцк, Полоцк), Узбекистана (Ташкент), Сербии (Белград).

В этом году конференция была посвящена 20-летию Международной ассоциации академий наук, деятельность которой направлена на консолидацию потенциалов академий наук стран бывшего СССР.

С приветственным словом на открытии конференции выступил генеральный директор АТМ Украины, зам. директора Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, д-р техн. наук, проф. С. А. Клименко. В своем выступлении он подчеркнул особое значение инженерии поверхности в создании современной техники и отметил важную роль АТМ Украины в информационном объединении специалистов и ученых-технологов различных стран.

Традиционно информационными спонсорами конференции выступили журналы издательства «Машиностроение» (Россия, Москва): «Упрочняющие технологии и покрытия», «Наукоемкие технологии в машиностроении», «Трение и смазка в машинах и механизмах», а также «Инструментальный світ» (Украина, Киев).

На пленарном заседании были рассмотрены вопросы экологии процессов реновации технических изделий (канд. техн. наук, доцент Б. В. Намаконов, Автомобильно-дорожный институт Донецкого национального технического университета, г. Горловка), проблемы формирования наноструктурных покрытий на деталях ГТД и оценка их характеристик (д-р техн. наук, проф. Ю. В. Панфилов, Московский государственный университет им. Н. Э. Баумана, г. Москва), развитие инженерии функциональных поверхностей крупногабаритных деталей (канд. техн. наук В. К. Пустаханов, ООО НПЦ «Упрочняющие технологии», г. Челябинск), перспективы применения инструментов, оснащенных наноструктурными материалами, в процессах механической обработки (д-р техн. наук, проф. С. А. Клименко, ИСМ им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев).

На основании результатов многолетних исследований Б. В. Намаконов издал и представил на конференции книгу «Экологичность промышленной реновации изделий» (Международный издательский дом «Lambert Academic publ.», 2012. — 73 с.). По его мнению, реновационное производство на сегодня самое чистое и не имеет другой экологической альтернативы.

Д-р техн. наук, проф. В. М. Константинов представил результаты новых исследований ученых Белорусского национального технического универси-

тета (г. Минск) в направлении материаловедения защитных покрытий. Для разработок университета характерно выполнение определенных требований к параметрам технологических процессов, заключающихся в снижении энергоемкости и повышении экологической безопасности производства.

В докладах, представленных на конференции, были обобщены результаты широкого круга исследований, охватывающих важнейшие составляющие понятия «инженерия поверхности», показаны современные достижения в создании и совершенствовании технологий управления эксплуатационными свойствами деталей машин и режущих инструментов. Проблемы создания функциональных покрытий и поверхностей, технологического управления качеством поверхности деталей машин рассмотрены в сообщениях Л. Тановича (г. Белград), Н. С. Сивцева (г. Ижевск), В. С. Антонюка, В. В. Бурыкина, Г. Г. Влайкова, М. Ю. Копейкиной, В. И. Лавриненко, А. С. Мановицкого, Н. В. Новикова, А. О. Нос, Э. К. Посвятенко, О. Я. Юрчишина (г. Киев), В. В. Алтуховой, Б. Я. Мокрицкого (г. Комсомольск-на-Амуре), Ю. А. Харламова (г. Луганск), Л. М. Акуловича, П. А. Витязя, В. С. Ивашко, М. Л. Хейфеца (г. Минск), А. Н. Неверова, Р. И. Нигмедзянова, Д. С. Фатюхина (г. Москва), Е. Н. Еремина, В. Л. Юши (г. Омск), А. К. Емалетдинова (г. Уфа), В. М. Береснева, Ф. В. Новикова, С. В. Сергеева, Л. А. Тимофеевой (г. Харьков), И. Г. Шина (г. Ташкент) и других представителей научных организаций и промышленных предприятий.

Результаты оригинальных исследований в направлении применения технологии пайки с использованием водородно-кислородного пламени рассмотрел д-р техн. наук, проф. В. Н. Корж (НТУ Украины «КПИ», г. Киев).

Большую группу докладов представили ученые Урала и Сибири — сотрудники Института металлургии УрО РАН, Института механики УрО РАН, Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова, ООО «Урал-Техно-Плазма НТ», Уральского федерального университета, Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Национального исследовательского Томского политехнического университета, Северского технологического института НИЯУ МИФИ, Томского государственного архитектурно-строительного университета. В работах приведены результаты широкого круга исследований создания материалов с заданными функциональными свойствами инженерии поверхности.

В докладе «Контроль и диагностика техногенно-опасных объектов — технологическая платформа «Интеллектуальные системы диагностики» (академик РАН В. В. Клюев, д-р техн. наук, проф. Н. Р. Кузелев, НИИ интроскопии МНПО «СПЕКТР», г. Москва) авторы рассмотрели важнейшие при-

ладные задачи разработок по мониторингу и диагностике технического состояния потенциально опасных объектов промышленности, энергетики, строительства, прогнозированию их остаточного ресурса, экологическому мониторингу и диагностике, антитеррористической и медицинской диагностике.

Совершенствованию метода наноиндентирования при определении твердости материалов посвящен доклад сотрудников Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН (М. М. Ляховицкий, М. А. Покрасин, В. В. Рошупкин, А. И. Чернов).

Традиционно в рамках конференции был проведен семинар «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горно-металлургической, машиностроительной промышленности и на транспорте», на котором ученые и специалисты промышленных предприятий на конкретных практических примерах рассказали о своих проблемах и достижениях. Большой интерес вызвали выступления, в которых рассматривался практический опыт формирования упрочняющих покрытий и модификации поверхности деталей машин — группа компаний «НПП «РЕММАШ» (г. Днепропетровск), Днепродзержинский МК (г. Днепродзержинск), Ильницкий завод МСО (г. Ильница), Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев), ОАО «ЕВРАЗ НТМК» (г. Нижний Тагил), ОАО МК «Запорожсталь» (г. Запорожье), ОАО «Стойлинский ГОК» (г. Старый Оскол), ООО «Урал-Техно-Плазма НТ» (г. Нижний Тагил), ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» (г. Киев), ПАК «АрселорМиттал Кривой Рог», Приазовский государственный технический университет (г. Мариуполь), Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины (г. Львов) и др.

Специалисты ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» (А. А. Голякевич, В. Н. Упырь) представили новые разработки и проанализировали практический опыт по созданию и применению проволок и флюсов для процессов сварки и наплавки, обеспечивающих высокую эффективность как процесса формирования покрытия, так и работоспособность изделий в эксплуатации.

В. И. Титаренко представил обзор разработок ООО «НПП «РЕММАШ» по проектированию и эксплуатации оборудования для наплавочных работ. При выполнении разработок ООО придерживается таких принципов, как глубокий анализ аналогов разрабатываемого оборудования, использование блочного конструирования, придание любой специальной установке функций универсальности, максимально возможное оснащение каждой установки вспомогательным оборудованием, конкретизация каждой установки под определенного заказчика, максимальное привлечение сторонних исполнителей для разработки и изготовления отдельных, полностью готовых узлов.

Надежное технологическое оборудование, созданное специалистами ООО «НПП «РЕММАШ», пользуется заслуженным спросом у промышленных предприятий Украины, России, обеспечивая потребителям возможность эффективного применения в производстве новых разработок для технологии наплавки, в частности, продукции ООО «ТМ.ВЕЛТЕК».

Президент Ассоциации инженеров-трибологов России, д-р техн. наук, проф. Ю. М. Лужнов представил доклад, в котором рассмотрел современное состояние износа железнодорожных колес и рельсов, проанализировал перспективные направления повышения работоспособности железнодорожной техники. В заключение проф. Ю. М. Лужнов высказал мнение о важности и актуальности вопросов, рассматриваемых участниками конференции, и поддержал проведение конференции «Инженерия поверхности и реновация изделий» в дальнейшем.

Тезисы докладов, представленные на конференции, вошли в изданный сборник материалов.

Участникам конференции предложено опубликовать свои материалы в виде статей в журналах — информационных спонсорах мероприятия.

Очередная 14-я Международная научно-техническая конференция «ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ» состоится в пгт Гаспра в начале июня 2014 г.

С. А. Клименко, М. Ю. Копейкина

А. Я. КРАСОВСКОМУ — 80



Известному ученому в области прочности и пластичности конструкционных материалов, механики и физики разрушения конструкций, оценки их остаточного ресурса, члену-корреспонденту НАН Украины, доктору физико-математических наук, профессору, лауреату государственных премий СССР и Украины, Премии

НАН Украины имени С. П. Тимошенко, заслуженному деятелю науки и техники Арнольду Яковлевичу Красовскому исполнилось 80 лет.

В 1951 г. после окончания средней школы А. Я. Красовский поступил в Киевский политехнический институт на теплотехнический факультет. Закончив его в 1956 г. по специальности «турбиностроение», был направлен на работу в Коломну Московской области на тепловозостроительный завод руководителем группы расчетов на прочность газотурбинных двигателей, где изучал проблему их вибрации. Вернувшись в Киев, в 1960 г. А. Я. Красовский сначала работал в пусконаладочном управлении «Оргэнергоавтоматика» по диагностированию и ремонту паровых турбин, а в 1961 г. поступил в аспирантуру Института металлокерамики и специальных сплавов АН УССР. С этого времени его творческий путь неразрывно связан с Национальной академией наук Украины и коллективом специалистов сектора прочности, сформированного в этом институте академиком НАН Украины Г. С. Писаренко.

Будучи в аспирантуре А. Я. Красовский занимался решением актуальной научной и прикладной проблемы — изучением закономерностей деформирования и разрушения пористых металлокерамических материалов под действием статических и циклических нагрузок, а обобщение полученных данных было положено в основу кандидатской диссертации, защищенной в 1964 г. В дальнейшем именно эта тематика, распространенная на широкий класс конструкционных материалов, определила круг его научных интересов и принесла признание в отечественной и мировой научной общественности. К выдающимся достижениям физики твердого тела второй половины XX века в области экспериментального изучения динамики дислокаций в кристаллических материалах можно отнести и теоретические разработки, в которых исследована физическая природа температурно-скоростной зависимости предела текучести, низкотемпературной ползучести, релаксации напряжений, а также предложен метод оценки вязкого торможения дислокаций по затуханию плоских ударных волн. Предложенная K_{II} -модель предельного состояния материала в окрестности вершины трещины в начале разру-

шения, основанная на механизме зарождения микротрещин, ее распространении навстречу магистральной трещине до их слияния, легла в основу докторской диссертации, успешно защищенной в 1973 г. Первая детальная экспериментальная проверка разработанной K_{II} -модели вязкохрупкого перехода в металлах как предвестника современного «локального подхода» к хрупкому разрушению материалов, была выполнена А. Я. Красовским в университете Тохоку (Япония) во время пребывания там в 1973–1974 гг. по приглашению профессора Такео Йокобори при финансировании Японским обществом содействия науке. Большая заслуга А. Я. Красовского в создании общей концепции хрупковязкого перехода в металлах, в разработке эффективных методов прогнозирования влияния таких важных факторов, как структура материала, скорость нагружения, геометрические размеры тел, на трещиностойкость, хрупковязкий переход и критическую температуру хрупкости элементов конструкций. Характерной особенностью его творческой деятельности является органичное объединение теоретических разработок с оригинальными экспериментальными исследованиями, тесная связь научных поисков с потребностями практики. В трудах А. Я. Красовского нашли адекватное отражение разработанные им методы прогнозирования остаточного ресурса материалов и элементов конструкций в процессе их эксплуатации; методы оценки трещиностойкости материалов нефте- и газопроводов со структурными дефектами, в частности трещинами.

А. Я. Красовский — автор более 300 научных публикаций, в том числе 11 монографий, авторских свидетельств и патентов на изобретения. Под его руководством подготовлено 18 кандидатов и 5 докторов наук. Он председатель Государственной экзаменационной комиссии по защитах дипломных проектов бакалаврами, специалистами и магистрами механико-машиностроительного факультета Национального технического университета Украины «КПИ», член редколлегии журнала «Проблемы прочности», член научно-координационного совета НАН Украины по проблеме «Механика деформируемого твердого тела», член Национального комитета Украины по теоретической и прикладной механике, член Европейского общества целостности конструкций (ESIS).

На протяжении более трех десятилетий А. Я. Красовский является членом специализированных ученых советов по присуждению ученых степеней кандидатов и докторов наук Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины и Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины.

О. И. СТЕКЛОВУ — 80



В июле исполнилось 80 лет со дня рождения видного ученого, руководителя научно-педагогической школы «Основы технологии, механокоррозионной прочности, защиты и мониторинга сварных конструкций и сооружений», профессора, доктора технических наук, заслуженного деятеля науки и техники Российской Федерации, президента Российского научно-технического сварочного общества Олега Ивановича Стеклова.

После окончания МВТУ им. Н. Э. Баумана О. И. Стеклов работал мастером и ведущим технологом Свердловского завода «Углемаш» (1957–1959). С 1960 по 1962 гг. обучался в аспирантуре МВТУ им. Н. Э. Баумана. С 1963 г. был на научной и преподавательской работе в МВТУ в должностях ассистента (1963–1965), доцента (1965–1966), профессора (1974–1981).

С 1981 г. приглашен заведовать кафедрой производства газонефтехимической аппаратуры МИНХ и ГП им. И. М. Губкина, ныне это кафедра сварки и защиты от коррозии РГУ нефти и газа им. И. М. Губкина. Одновременно с 1985 по 1996 гг. избирался деканом факультета инженерной механики.

В 1964 г. О. И. Стеклов защитил кандидатскую, в 1972 г. — докторскую диссертации.

О. И. Стеклов успешно сочетает педагогическую и научную работу. Под его руководством и им лично проведены исследования по разработке и промышленному внедрению сварки объектов ответственного назначения, их защите от воздействия коррозионно- и экологически опасных сред, включая конструкции из специальных сталей, титановых и циркониевых сплавов, крупногабаритные оболочковые конструкции из сталей нефтегазохимического сортамента.

Он — автор более 450 научных публикаций, в том числе 33 монографий, учебников, учебных пособий, брошюр и 65 изобретений и патентов.

Под его научным руководством защищены 60 кандидатских диссертаций, он был научным консультантом 14 докторских диссертаций, в том числе соискателей из зарубежных стран.

В 1995 г. О. И. Стеклов был избран президентом Российского научно-технического сварочного общества. Является членом Управляющего Совета Международного института сварки, членом жюри Союза научных и инженерных обществ России по присуждению дипломов имени В. Г. Шухова и «Инженер года», главным редактором журнала «Сварщик-Профессионал», академиком Международной академии наук высшей школы, членом Нью-Йоркской академии наук.

Лауреат Премии Правительства Российской Федерации в области науки и техники (1998), дважды лауреат Премии имени академика И. М. Губкина (1997, 2002), награжден нагрудным знаком «Отличник газовой промышленности» (1990), дипломом «Почетный работник газовой промышленности» (2000), медалями «Ветеран труда», «В память 850-летия Москвы», медалью Федерации космонавтики имени С. П. Королева «За заслуги перед отечественной космонавтикой» (2003), дипломом и медалью имени академика Н. Н. Семенова «За выдающиеся достижения в области инженерных наук» (2006).

О. И. Стеклов большое внимание уделяет пропаганде здорового образа жизни. Награжден Почетными грамотами ЦК ВЛКСМ, Спорткомитета СССР, Советского комитета ветеранов войны. Мастер спорта СССР по лыжным гонкам. Многократный чемпион Москвы, России, мира в своей возрастной группе.

В. М. ИЛЮШЕНКО — 75



Исполнилось 75 лет известному специалисту в области сварки, кандидату технических наук, старшему научному сотруднику, заведующему отделом проблем техники и технологии дуговой сварки ИЭС им. Е. О. Патона Валентину Михайловичу Илюшенко.

После окончания Киевского политехнического института в 1959 г. В. М. Илюшенко был направлен на работу в Институт электросварки

им. Е. О. Патона АН УССР, где прошел путь от инженера до заместителя начальника ОКТБ, а затем заведующего научным отделом.

Свою трудовую деятельность в институте Валентин Михайлович начал в лаборатории сварочных флюсов отдела металлургии сварки и наплавки, руководимой видным ученым в области металлургии и технологии дуговой сварки В. В. Подгаецким. К то время в лаборатории выполнялись исследования в области автоматической дуговой сварки и наплавки меди и ее сплавов. Это направление и стало основным в инженерной и научной деятельности



В. М. Илюшенко в структуре созданного в 1965 г. отдела физико-металлургических процессов сварки тугоплавких и химически активных металлов, руководимого доктором техн. наук С. М. Гуревичем.

В 1971 г. В. М. Илюшенко защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук. В 1977 г. ему присвоено ученое звание «Старший научный сотрудник».

За почти полувековой период работы в ИЭС им. Е. О. Патона В. М. Илюшенко внес большой вклад в создание и развитие целого научного направления — сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов, решая при этом важные задачи, выдвигаемые различными отраслями промышленности. Под его руководством выполнены комплексные исследования по оценке свариваемости технических марок меди и ее низколегированных сплавов, созданию новых сварочных материалов — электродов, флюсов, проволок, в том числе порошковых — для сварки под флюсом, в среде защитных газов, плазменно-дуговой и электрошлаковой сварки. Это позволило разработать и внедрить в производство на ряде ведущих предприятий машиностроительной, металлургической и электротехнической отраслей высокоэффективные технологические процессы сварки и наплавки таких ответственных изделий, как кристаллизаторы для ЭШП и ВДП, фурмы металлургического производства, узлы крупных электрических машин, втулки конусных дробилок и др. Эти технологии и сегодня востребованы промышленностью.

В период с 1978 по 1987 гг. В. М. Илюшенко работал руководителем отдела технологии сварки и наплавки тяжелых цветных металлов и сплавов

ОКТБ ИЭС, заместителем начальника ОКТБ по технологии. Он принимал непосредственное участие в организации работ по внедрению новых разработок по комплексной механизации сварочного производства в различных отраслях народного хозяйства.

С 1987 г. по настоящее время В. М. Илюшенко возглавляет научный отдел проблем техники и технологии дуговой сварки. Под его непосредственным руководством ведутся комплексные исследования по созданию комбинированных и гибридных процессов плазменно-дуговой сварки, развитию технологических процессов роботизированной дуговой сварки. Исследовательская работа отдела тесно связана с решением задач по автоматизации дуговой сварки в монтажных условиях в таких отраслях, как судостроение, сооружение резервуаров, изготовление других крупногабаритных сварных металлоконструкций. Специализированное оборудование и технологии автоматизированной сварки в различных пространственных положениях успешно внедрены в ряде регионов Украины при изготовлении резервуаров емкостью 10 и 20 тыс. м³.

В. М. Илюшенко — автор более 220 научных работ и изобретений. Будучи вице-президентом и исполнительным директором Общества сварщиков Украины, Валентин Михайлович Илюшенко способствует объединению усилий специалистов для дальнейшего развития сварки и родственных технологий в Украине.

Искреннее признание коллег и друзей юбиляр заслужил благодаря своему высокому профессионализму, неиссякаемой деловой и творческой энергии, порядочности и доброжелательности.

Б. В. ЮРЛОВУ — 60



В июле исполнилось 60 лет Борису Владимировичу Юрлову, известному специалисту сварочного производства, заместителю директора по экономике и маркетингу Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, кандидату технических наук, международному инженеру-сварщику, вице-президенту

Общества сварщиков Украины, главному редактору журналов «Сварщик» и «Сварщик в России».

После окончания сварочного факультета Киевского политехнического института в 1976 г. Б. В. Юрлов был направлен на работу в ИЭС им. Е. О. Патона, где прошел путь от инженера до старшего научного сотрудника.

Его научно-техническая деятельность была посвящена исследованию металлургических процессов при ручной дуговой сварке углеродистых и низколегированных сталей, разработке новых марок покрытых электродов и технологии их производства.

Он является автором ряда марок электродов для сварки низкоуглеродистых, низколегированных сталей нормальной и повышенной прочности, применяемых для изготовления ответственных конструкций в судостроении, подвижного железнодорожного состава, морских плавучих буровых платформ, эксплуатируемых при низких климатических температурах.

В 1998 г. Борис Владимирович успешно реализовал свою идею издания информационно-технического журнала для специалистов сварочного производства «Сварщик», которое стало источником полезной информации для широкого круга специалистов не только в Украине, но и в России, Белоруссии.

На сегодняшний день основным направлением деятельности Б. В. Юрлова как заместителя директора ИЭС им. Е. О. Патона является разработка и реализация маркетинговой стратегии продвижения научно-технической продукции, созданной в институте, на внутреннем и внешних рынках.

В. С. РОМАНЮКУ — 60



В августе исполнилось 60 лет директору ГП «Опытное конструкторско-технологическое бюро Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ», лауреату Государственной премии Украины в области науки и техники (2009) Валерию Степановичу Романюку.

После окончания Киевского политехнического института В. С. Романюк поступил на работу в конструкторское бюро ИЭС им. Е. О. Патона, где последовательно прошел путь от инженера (1980) до директора (2008).

Им накоплен уникальный по разнообразию опыт проектирования аппаратуры для дуговой сварки и наплавки в цеховых и монтажных условиях, автоматизированных установок для дуговой и контактной сварки, используемых в различных отраслях промышленности.

При непосредственном участии В. С. Романюка как ведущего конструктора была разработана техническая документация, изготовлены и внедрены в производство двух- и четырехпостовые выпрямители И146, И148 для газозлектрической сварки в кораблестроении, выпрямители с компьютерным управлением И158 для робототехники, источники питания И159 для атомной энергетики, полуавтомат ОИ 126 для сварки под водой. В конце 1980-х годов была разработана серия полуавтоматов для сварки и резки металлов в условиях автомобиль-

ного завода КамАЗ (г. Нижний Тагил) и АвтоВАЗ (Тольятти).

На посту директора ОКТБ под его руководством и непосредственном участии разработаны и изготовлены десятки единиц сварочного и вспомогательного оборудования.

Налажено тесное сотрудничество ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона с предприятиями и учреждениями Киева. Разработаны и внедрены установки для наплавки арматуры для атомных станций (КЦКБА), установка неполного поперечного оребрения плоскоооальных труб способом контактной сварки (НПФ «Ганза»), запорно-соединительный модуль для ликвидации аварий при подводной добыче нефтепродуктов (Госинформнауки) и др.

С 2010 г. В. С. Романюк возглавляет Государственную экзаменационную комиссию по защите дипломных работ выпускников сварочного факультета в НТУУ «КПИ», привлекает перспективных выпускников к работе в ГП «ОКТБ ИЭС им. Е. А. Патона НАНУ».

В. С. Романюк является автором или соавтором 30 изобретений и 25 печатных работ, награжден Почетной грамотой Верховного Совета Украины «За заслуги перед украинским народом».

Все, кто знают В. С. Романюка на всех этапах его профессиональной деятельности, отмечают его как грамотного организатора, лидера, способного сплотить коллектив на решение самых сложных задач. Он требователен к себе и подчиненным и в то же время чуткий и отзывчивый человек, который всегда готов помочь тем, кто в этом нуждается.

*Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»
от всей души поздравляет юбиляров и желает им здоровья,
счастья, благополучия, творческого долголетия и успехов!*



К 100-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Н. И. КАХОВСКОГО



В августе исполнилось 100 лет со дня рождения известного ученого в области сварки коррозионностойких сталей и сплавов, основателя отдела металлургии и технологии сварки высоколегированных сталей и сплавов Института электросварки им. Е. О. Патона Николая Ивановича Каховского.

После окончания в 1932 г. строительного техникума он работал на строительстве в Краматорске, Москве, Луганске. В 1940 г. закончил механический факультет Киевского индустриального института (ныне НТУУ «Киевский политехнический институт») и получил диплом инженера-механика сварочного производства. В этом же году был призван в ряды Красной Армии. С начала и до конца Великой Отечественной войны пребывал в рядах действующей армии водителем-танкистом, бригадиром ремонтной летучки.

После демобилизации до 1952 г. работал начальником бюро сварки и главным сварщиком на Луганском заводе им. А. Пархоменко. Затем, отказавшись от партийной карьеры, в 39-летнем возрасте поступил в аспирантуру в ИЭС им. Е. О. Патона, где прошел путь от младшего научного сотрудника до заведующего научным подразделением института. Именно здесь раскрылся его талант ученого-исследователя. Будучи высококвалифицированным специалистом, обладающим широкой эрудицией и незаурядными организаторскими способностями Н. И. Каховский создал работоспособный коллектив и определил приоритетные направления развития отдела. Молодым сотрудникам никогда не навязывались направления решения тех или иных задач, представлялась полная свобода творчества. Н. И. Каховский проявлял почти отеческую заботу в воспитании молодежи. Он практиковал ведение

индивидуальных бесед с ними, приучал к систематическому углублению знаний путем регулярного ознакомления с техническими навыками.

Под руководством Н. И. Каховского изучена природа свариваемости серии высоколегированных коррозионно- и жаростойких сталей и сплавов, особенности структурных превращений и свойств металла в околошовной зоне при сварке хромистых мартенситных и ферритных, хромоникелевых, хромоникельмарганцевых аустенитно-ферритных и аустенитных сталей. Важен вклад Н. И. Каховского в обоснование комплексного легирования стабильноаустенитных сталей и металла швов для обеспечения высокой стойкости против образования горячих трещин. Результаты исследований по влиянию основных легирующих элементов и азота на микроструктуру и физико-механические свойства металла швов легли в основу разработки серии технологий ручной, полуавтоматической и автоматической сварки. Под его руководством разработана технология автоматической сварки трудносвариваемого хромоникельмолибденомедистого сплава под высокоокислительным низкремнистым флюсом, используемая и в настоящее время.

Н. И. Каховским подготовлено 10 кандидатов технических наук. Он награжден орденами Красной Звезды, Славы, несколькими медалями. Является автором около 400 научных работ, среди которых пять монографий и справочников, около 150 авторских свидетельств и патентов на изобретения. Монографии «Сварка нержавеющей сталей» и «Сварка высоколегированных сталей» стали настольными книгами не одного поколения сварщиков.

Светлую память о Николае Ивановиче Каховском, человеке большого личного обаяния и неиссякаемого оптимизма, чуткого и отзывчивого руководителя, с благодарностью хранят все те, кто знал и работал с ним.

ПОДПИСКА — 2013 на журнал «Автоматическая сварка»

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

В стоимость подписки включена 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 сайтах:
www.patonpublishinghouse.com; <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 2009–2012 гг. и текущие выпуски 2013 г.
 Подписка доступна физическим и юридическим лицам.

РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
- Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
- Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
- Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
- 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

Все файлы в формате IBM PC

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0

- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная
- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию
- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

Контакты:

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

© Автоматическая сварка, 2013

Подписано к печати 10.06.2013. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,06. Усл.-отт. 9,86. Уч.-изд. л. 10,30 + 4 цв. вклейки.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.