

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона
д.т.н. **С. И. Кучук-Яценко** (зам. гл. ред.),
д.т.н. **В. Н. Липодаев** (зам. гл. ред.),
д.т.н. **Ю. С. Борисов**,
д.т.н. **Г. М. Григоренко**,
к.ф.-м.н. **А. Т. Зельниченко**,
д.т.н. **В. В. Кныш**,
д.т.н. **И. В. Кривцун**, д.т.н. **Ю. Н. Ланкин**,
д.т.н. **Л. М. Лобанов**,
д.т.н. **В. Д. Позняков**,
д.т.н. **И. А. Рябцев**, д.т.н. **К. А. Ющенко**
Т. В. Юштина (отв. секр.)

Ученые университетов Украины
д.т.н. **В. В. Дмитрик**, НТУ «ХПИ», Харьков,
д.т.н. **В. В. Квасницкий**,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
к.т.н. **Е. П. Четверто**,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
д.т.н. **М. М. Студент**, Физ.-механ. ин-т
им. Г. В. Карпенко НАНУ, Львов

Зарубежные ученые
д.т.н. **Н. П. Алешин**
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ
д.т.н. **Гуань Цяо**
Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай
д.х.н. **М. Зиниград**
Ун-т Ариэля, Израиль
д.т.н. **В. И. Лысак**
Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
д-р инж. **У. Райсген**
Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
д.т.н. **Я. Пилярчик**
Ин-т сварки, Гливице, Польша
д.т.н. **Г. А. Туричин**
С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Адрес редакции
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03150, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

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

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X
DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/as>

Рекомендовано к печати
редакционной коллегией журнала

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

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная
Подписной индекс 70031

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Ющенко К. А., Задерий Б. А., Гах И. С., Звягинцева А. В., Капитанчук Л. М., Хаскин В. Ю.* Эволюция структуры никелевых сплавов, упрочненных наноразмерными оксидами, при сварке плавлением 3
- Марченко А. Е., Трачевский В. В., Скорина Н. В.* Влияние состава и структуры жидкого стекла на прочность покрытий низководородных электродов 12
- Соловьев В. Г., Кусков Ю. М.* Влияние технологических и электрических параметров ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе на скорость плавления электрода и проплавление основного металла 24
- Цыбульский Г. А.* Алгоритм «слежения» за линией соединения при тандемной дуговой сварке 33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Фальченко Ю. В., Петрушинец Л. В.* Современные способы получения трехслойных панелей из алюминиевых сплавов (Обзор) 38
- Миара Д., Матусяк Дж., Пьетрас А., Кристиан М., Дунер М.* Высокоскоростная ротационная сварка титановых сплавов — структура и свойства соединений 47

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Поздравляем лауреатов Государственной премии Украины в области науки и техники 51
- Премия им. академика НАН Украины И. К. Походни 52
- В Международном институте сварки 56

ХРОНИКА

- VIII специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инструмент» 58
- XII Всеукраинский фестиваль науки 59
- В. Ф. Квасницкому — 80 61

Информация

- К 25-летию НИЦ «Сварка и контроль в атомной энергетике» 62
- Календарь июня 67

Автоматичне Зварювання

Видається 12 разів на рік з 1948 р.

Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Published 12 times per year since 1948

Головний редактор **Б. Є. Патон**

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Ющенко К. А., Задерій Б. О., Гак І. С., Звягінцева Г. В., Капітанчук Л. М., Хаскін В. Ю. Еволюція структури нікелевих сплавів, зміцнених нанорозмірними оксидами, при зварюванні плавленням 3
- Марченко А. Є., Трачевський В. В., Скорина М. В. Вплив складу та структури рідкого скла на міцність покриттів низьководневих електродів 12
- Соловйов В. Г., Кусков Ю. М. Вплив технологічних та електричних параметрів ЕШН в струмопідвідному кристалізаторі на швидкість плавлення електрода і проплавлення основного металу 24
- Цибулькін Г. О. Алгоритм «стеження» за лінією з'єднання при тандемному дуговому зварюванні..... 33

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Фальченко Ю. В., Петрушинець Л. В. Сучасні способи отримання тришарових панелей з алюмінієвих сплавів (Огляд) 38
- Міара Д., Матусяк Й., П'єтрас А., Кристіан М., Дунер М. Високошвидкісне ротаційне зварювання титанових сплавів — структура та властивості з'єднань 47

КОРОТКІ ПОВІДОМЛЕННЯ

- Поздоровляємо лауреатів Державної премії України в галузі науки і техніки 51
- Премія ім. академіка НАН України І. К. Походні 52
- У Міжнародному інституті зварювання 56

ХРОНІКА

- VIII спеціалізована виставка «Метал. Устаткування. Інструмент» 58
- XII Всеукраїнський фестиваль науки 59
- В. Ф. Квасницькому — 80 61

ІНФОРМАЦІЯ

- До 25-річчя НДЦ «Зварювання та контроль в атомній енергетиці» 62
- Календар червня 67

Журнал «Автоматичне зварювання» видається англійською мовою під назвою «The Paton Welding Journal»

Адреса редакції

03150, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Editor-in-Chief **B. E. Paton**

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Yushchenko K. A., Zaderii B. A., Gakh I. S., Zvyagintseva A. V., Kapitanchuk L. M., Khaskin Yu. V. Evolution of structure of nickel oxide dispersion strengthened alloys in fusion welding 3
- Marchenko A. E., Trachevskii V. V., Skorina N. V. Influence of liquid glass composition and properties on the strength of low-hydrogen electrode coatings 12
- Solovjev V. G., Kuskov Yu. M. Influence of process and electrical parameters of ESS in current-supplying mould on electrode melting rate and penetration of base metal 24
- Tsybulkin G. A. Algorithm of joint line tracking in tandem arc welding 33

INDUSTRIAL

- Falchenko Yu. V., Petrushinets L. V. Modern methods of manufacturing three-layer panels from aluminium alloys (Review) 38
- Miara D., Matusiak J., Pietras A., Krystian M., Dyner M. High-speed Friction welding of titanium alloys — structure and properties of joints 47

BRIEF INFORMATION

- Congratulations for laureates of the State Prize of Ukraine in the field of science and technology 51
- The Prize of I.K. Pokhodnya, academician of the NAS of Ukraine 52
- At the International Institute of Welding 56

NEWS

- VIII Specialized Exhibition «Metal. Equipment. Tools» 58
- XII All-Ukrainian Festival of Science 59
- V. F. Kvasnitsky is 80 61

INFORMATIONS

- On occasion of the 25th anniversary of Research Center «Welding and Inspection in Nuclear Engineering» 62
- Calendar of June 67

«Avtomaticheskaya Svarka» (Automatic Welding) journal is republished in English under the title «The Paton Welding Journal»

Address

The E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine,
11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ, УПРОЧНЕННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ ОКСИДАМИ, ПРИ СВАРКЕ ПЛАВЛЕНИЕМ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. А. ЗАДЕРИЙ, И. С. ГАХ, А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, Л. М. КАПИТАНЧУК, В. Ю. ХАСКИН
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены изменения нанодисперсной структуры никелевых ODS-сплавов в результате сварки плавлением. Исследовали сварные соединения, выполненные на разных режимах аргонодуговой, электронно-лучевой и лазерной сваркой. Показано, что во всех рассмотренных случаях происходит деградация наноразмерной структуры, которая выражается главным образом в изменении упрочняющих частиц вплоть до микроразмерного уровня, некоторого изменения их химического состава и морфологии. Степень деградации структуры зависит от степени перегрева металла сварной ванны, которая, в свою очередь, определяется величиной удельной мощности источника нагрева, скоростью сварки, характером тепловложения и охлаждения. Показано, что положительный результат — минимальная деградация наноструктуры исходного металла — может быть достигнут при оптимальном сочетании максимальной технологически приемлемой скорости сварки и концентрации тепловложения, минимальном запасе и управляемом распределении мощности, при которых обеспечивается сквозное проплавление и формирование шва с параллельными поверхностями сплавления. Библиогр. 19, рис. 9.

Ключевые слова: ODS-никелевые сплавы, сварка плавлением, сварочная ванна, деградация нанодисперсной структуры, укрупнение наночастичек, скорость сварки, характер тепловложения, формирование шва

Упрочненные термостабильными наноразмерными оксидами ODS (oxide dispersion strengthened) никелевые сплавы и стали, благодаря сочетанию уникальных свойств, превосходящих характеристики материалов, упрочненных частицами микронного размера [1–9], находят в последнее время все возрастающее применение в качестве альтернативного конструкционного материала в перспективных разработках атомного машиностроения, авиакосмической техники, энергогенерирующих отраслях, в том числе восстанавливаемых источниках энергии, высокотемпературных теплообменных устройствах, двигателестроении и др. [2, 10–13].

Главной проблемой, которую приходится решать для реализации свойств этих материалов в промышленных конструкциях, является обеспечение в течение всей технологической цепочки их изготовления наноразмерности структуры, основными характеристиками которой является размер упрочняющих частиц, их морфология, химический состав, равномерность распределения в матрице.

Особую сложность представляет выполнение этой задачи при сварке вследствие высокотемпературного нагрева металла, неравновесности термических, гидродинамических, термомеханических, кристаллизационных и др. процессов, сопровождающих формирование сварного соединения.

Скорее всего, максимальное сохранение параметров наноструктуры ODS-сплавов при их свар-

ке возможно при использовании способов, которые при формировании соединения исключают или минимизируют перегрев металла выше температуры диссоциации или плавления, а также коагуляции оксидов. Это такие способы сварки как диффузионная, трением, трением с перемешиванием и т.п. Однако и они имеют ограничения в их реализации, это – техническая невозможность выполнения сварки конструкций сложной развитой геометрии, использования способов в условиях специализированного производства или ремонта, неотработанность технологии и оборудования. И даже набирающий популярность в последнее время способ сварки трением с перемешиванием не всегда позволяет получить качественное соединение и сохранить исходную наноструктуру [14–17]. Таким образом, в настоящее время остается актуальной задача сварки ODS-сплавов способами широкого промышленного применения — аргонодуговой (АрДС), лазерной (ЛС), электронно-лучевой (ЭЛС).

Настоящая работа выполнялась с использованием, в качестве модельного, однофазного никелевого сплава Inconel MA758 ($\text{Ni-31Cr-1,0Fe-0,5Ti-0,3Al-0,6Y}_2\text{O}_3$). Такой выбор был обусловлен необходимостью исключить негативное влияние фазовых превращений на формирование наноструктуры. Образцы для сварки толщиной 1,5...2,0 мм вырезали электроискровым способом из прутка, полученного методом механического

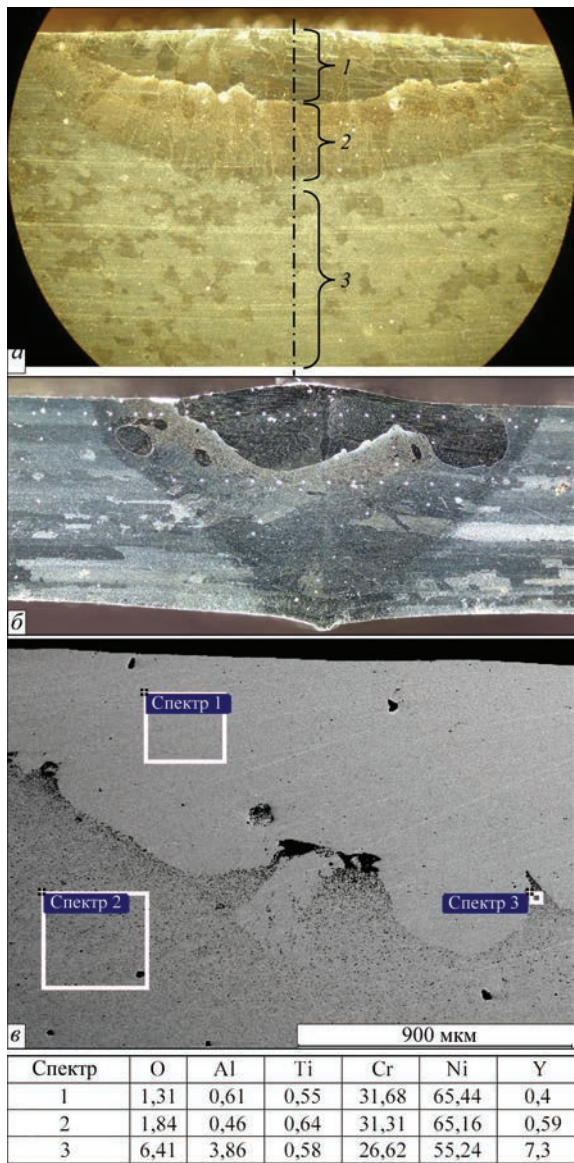


Рис. 1. Макроструктура (*a* — $\times 40$; *б* — $\times 50$) сварного соединения, выполненного АрДС: *a* — поверхностное оплавление массивного образца, $v_{\text{св}} = 8$ м/ч (*1* — $0,1\text{Y}_2\text{O}_3$; *2* — $0,47\text{Y}_2\text{O}_3$; *3* — $0,57\text{Y}_2\text{O}_3$); *б* — образца толщиной 2 мм, $v_{\text{св}} = 16$ м/ч; *в* — участок шва *б* и его поэлементный анализ, атм. %

легирования. Места реза шлифовались, образцы промывались ацетоном в ультразвуковой ванне.

Эксперименты по сварке выполнялись с применением указанных выше способов.

В качестве основного параметра, за счет изменения которого выполнялось регулирование тепловложения в металл шва, была принята скорость сварки. При таком выборе учитывались как эффективность и мобильность воздействия, так и качественное подобие влияния на характер ввода тепла и гидродинамику металла сварочной ванны при разных способах сварки плавлением. При выполнении экспериментов скорость сварки меняли в широком диапазоне значений от 12 до 180 м/ч. Значения других параметров режима выбирали исходя из необходимости достижения сквозного провара и качественного формирования шва. Здесь следует подчеркнуть, что вследствие значительных различий теплофизических характеристик оксидов и металла основы (таких, как удельный вес, температура плавления, смачиваемость оксидов и др.) значительно затрудняется качественное формирование швов, что выражается в подрезах, разбрызгивании, выдувании и выплесках металла, всплывании оксидов, возникновении пористости и др. дефектов.

Особенно это заметно при сварке на невысоких скоростях. Металл швов, полученный на скоростях 10...20 м/ч, отличается недостаточным перемешиванием, структурной и химической неоднородностью, значительным укрупнением и потерей наноразмерных оксидов (рис. 1).

Поэтому основные металлофизические исследования выполняли на оптимально сформированных швах, полученных при высоких скоростях сварки (рис. 2). При этом представлялось целесообразным максимальным количеством образцов охватить разные варианты тепловложения. Режимы сварки соответствовали завышенному (ЭЛС, 90 м/ч), оптимальному (ЛС, 90 м/ч) и заниженному (ЛС, 180 м/ч) уровню тепловложения. Швы, выполненные ЭЛС (90 м/ч, 2,8 кВт) ввиду завышенного объема расплава, соответствовали тепло-

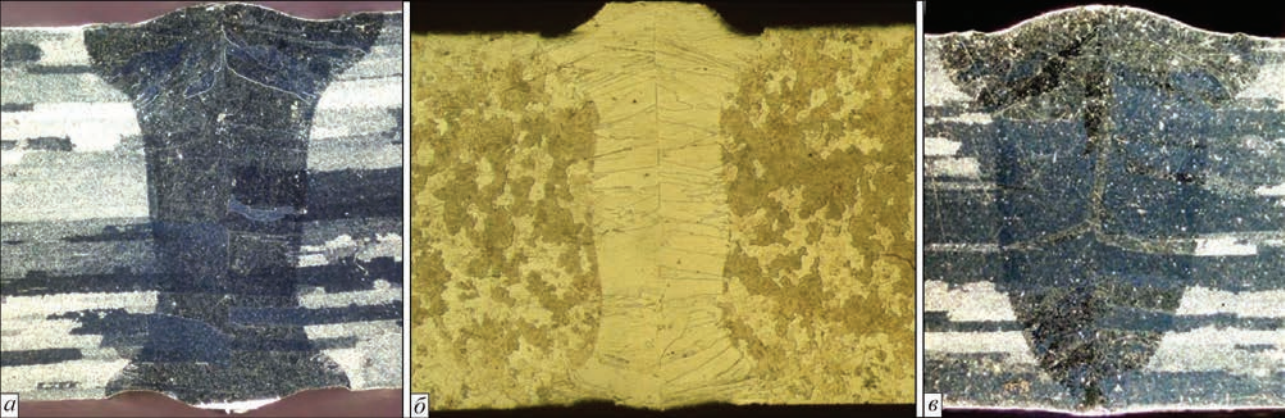


Рис. 2. Макрошлифы ($\times 30$) исследуемых сварных соединений сплава In MA758: *a* — ЭЛС, $v_{\text{св}} = 90$ м/ч, завышенная мощность луча 2,8 кВт; *б* — ЛС, $v_{\text{св}} = 90$ м/ч, мощность луча 2,2 кВт; *в* — ЛС, $v_{\text{св}} = 180$ м/ч, мощность луча 2,2 кВт

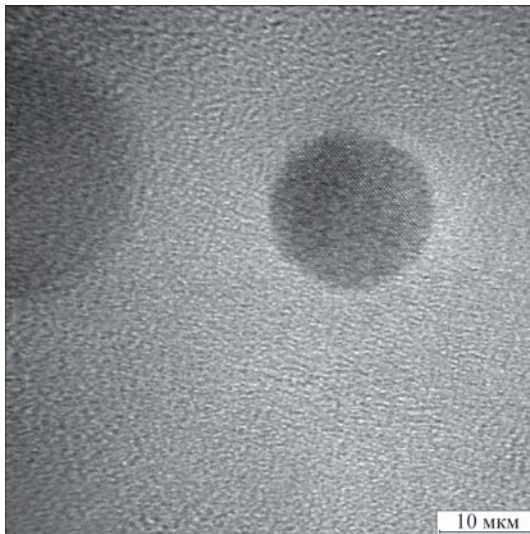


Рис. 3. Трансмиссионная микроскопия исходного металла сплава InMA758 (фото выполнено в Институте материаловедения НАН Украины)

передаче в основном через поверхность расплава сварочной ванны и значительному перегреву и по этому показателю приближались к швам, выполненным АрДС. Швы, выполненные ЛС на скорости 90 м/ч, благодаря наличию открытого парогазового канала сварочной ванны, подвергались меньшему перегреву в отличие от швов, выполненных ЛС на скорости 180 м/ч, где теплопередача осуществлялась через боковые стенки канала, зеркало и дно сварочной ванны. Влияние избытка тепловложения в последнем случае компенсировалось за счет увеличения скорости сварки.

О характере тепловложения можно судить исходя из анализа размеров и геометрии швов (рис. 2).

Наличие, размер, распределение в металле шва, изменение морфологии и химического состава упрочняющих наночастиц определяли с использованием Оже-микросканда JAMP-9500F фирмы «JEOL» (Япония), оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром INCAP Penta FETX3 (система «INCA 350») фирмы Oxford Instruments (Великобритания). При этом выявлялись частицы с минимальным размером до 10 нм.

С большей точностью об особенностях (размерах, морфологии, составе) наночастиц можно судить только по результатам, полученным с использованием трансмиссионного (рис. 3), либо атомно-силового микроскопа. Однако при этом возникают проблемы с корректной интерпретацией результатов, полученных с определенных участков сварного соединения.

Учитывая указанные трудности, качественную картину общего распределения и наличие выделений разной дисперсности оценивали исходя из анализа темнопольных оптических изображений

микроструктуры, на которых, благодаря отличиям физико-механических свойств упрочняющих частиц и металла матрицы наблюдается заметный контраст изображения (рис. 4).

Анализ результатов исследований показывает, что структура исходного материала в состоянии поставки характеризуется заметной неоднородностью как по размерам, так и по химическому составу выделений (рис. 4, 5). Выявлены более десяти разных типов выделений. Наиболее характерные из них:

- наноразмерные кислородосодержащие типа Y–O, Al–O, Y–Al–O составляют около 80 % всех выявленных, порядка 30 % из которых относятся к выделениям сложного типа Y–Al–O;
- микроразмерные азотосодержащие типа Ti–C–N, Ti–N составляют приблизительно 20 %.

Следует подчеркнуть, что около 25 % кислородосодержащих наночастиц размещаются либо центре, либо вдоль поверхности азотосодержащих выделений (рис. 5), размер последних может составлять от 140 до 630 нм. Поэтому в результатах их энергодисперсионного спектрального анализа (ЭДС) часто наблюдается присутствие азота, углерода, железа и др. компонентов сплава.

Основной массив выделений составляют наноразмерные частицы (порядка 15...30 нм), которые главным образом благодаря высокой удельной поверхностной энергии и высокому сопротивлению перемещению дислокаций и обуславливают особые свойства ODS-сплавов [1–9]. Меньшую часть составляют микроразмерные выделения (порядка 110...290 нм), основная роль которых сводится, скорее всего, к повышению прочности согласно классической теории дисперсионного упрочнения [18, 19]. Наблюдаются также отдельные выделения различного состава размером около 600...1200 нм, а также конгломераты наноразмерных частиц площадью приблизительно 200...4000 нм² и более (рис. 5).

В процессе сварки, несмотря на высокие скорости ее выполнения и кажущийся небольшой перегрев, микроструктура сплава претерпевает существенные изменения. Изменяются размеры, морфология и состав основных упрочняющих составляющих (рис. 6–8). Практически во всех рассмотренных случаях в 2...5 раз возрастает размер кислородосодержащих выделений типа Y–Al–O при существенном уменьшении размеров и содержания выделений Y–O и Al–O. Меньшие изменения претерпевают азотосодержащие выделения типа Ti–N, Ti–C–N. Чаше встречаются глобулярного типа кислородосодержащие частицы, которые располагаются внутри азотосодержащих выделений (рис. 6–8).

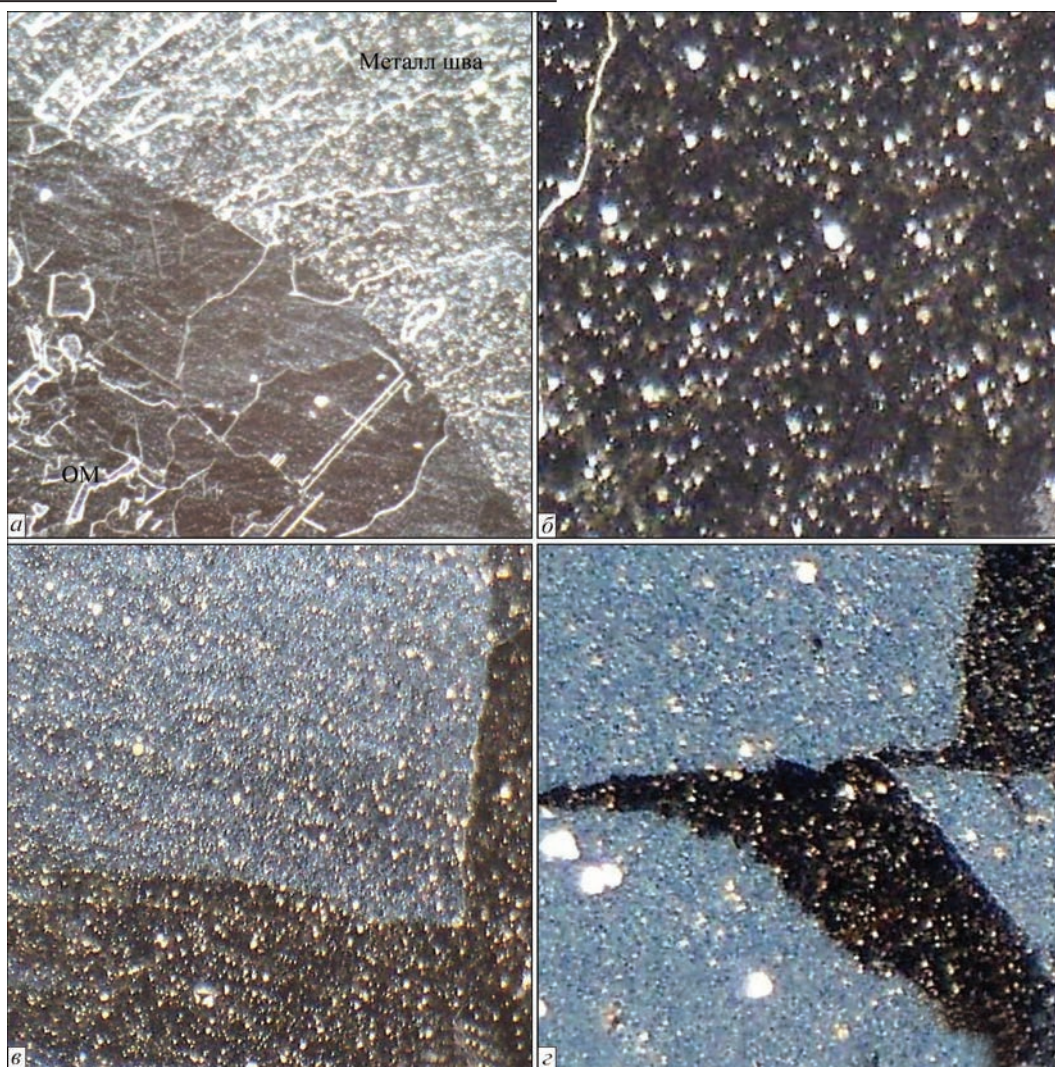


Рис. 4. Микроструктура (a — $\times 200$; b – d — $\times 500$) сварных швов (фото в темном поле): a — переходной участок «зона термического влияния–металл шва», ЛС, $v_{\text{св}} = 90$ м/ч; b — металл шва, ЭЛС, $v_{\text{св}} = 90$ м/ч; c — металл шва, ЛС, $v_{\text{св}} = 90$ м/ч; d — металл шва, ЛС, $v_{\text{св}} = 180$ м/ч

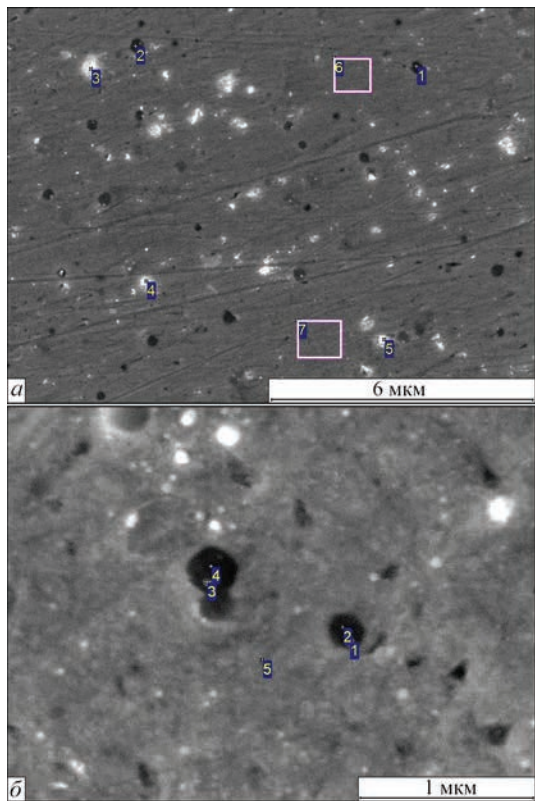
Более заметные изменения структуры (рис. 6) наблюдаются в швах, выполненных при завышенном тепловложении ЭЛС. Как уже отмечалось, швы, выполненные на невысоких скоростях ЭЛС и АрДС, исключались из рассмотрения из-за большой потери оксидов в результате перегрева металла сварочной ванны.

В результате ЛС возрастает (до 80 %) доля выявленных оксидных выделений укрупненных размеров наночастиц до 44...110 нм (15...24 нм в исходном металле), что, по-видимому, обусловлено коагуляцией более мелких частиц. Отмечено увеличение микроразмерных выделений до 300...510 нм (при 140...300 нм в исходном металле). Несколько (приблизительно на 2...3 %) уменьшается доля азотосодержащих выделений, их размеры возрастают с исходных 140...290 до 270...410 нм и с 310...410 до 600...900 нм для реже встречающихся микровыделений. Увеличение размеров выделений заметно уже на оптических снимках в темном поле (рис. 4).

Несколько меньшая степень возрастания размеров выделений при ЛС (рис. 7, 8), по-видимому, обусловлена увеличением удельной мощности и дополнительного охлаждения за счет обдува защитным газом. Так, в швах, выполненных на скорости сварки 90 м/ч, наблюдается увеличение размеров кислородосодержащих наночастиц до 24...92 нм (рис. 7) и микроразмерных выделений до 180...360 нм. Соответственно, возрастание размеров наночастиц до 21...70 и 140...600 нм — для микроразмерных имеет место в швах, выполненных ЛС на скорости 180 м/ч (рис. 8). Менее заметны изменения азотосодержащих выделений.

Как видно, разница в изменениях размеров выделений в швах, выполненных на скорости 90 и 180 м/ч менее заметна, что свидетельствует о примерно одинаковой степени их перегрева.

При этом, общим для всех рассмотренных случаев является трансформация простых кислородосодержащих фаз типа Y–O, Al–O в более сложные Y–Al–O выделения.



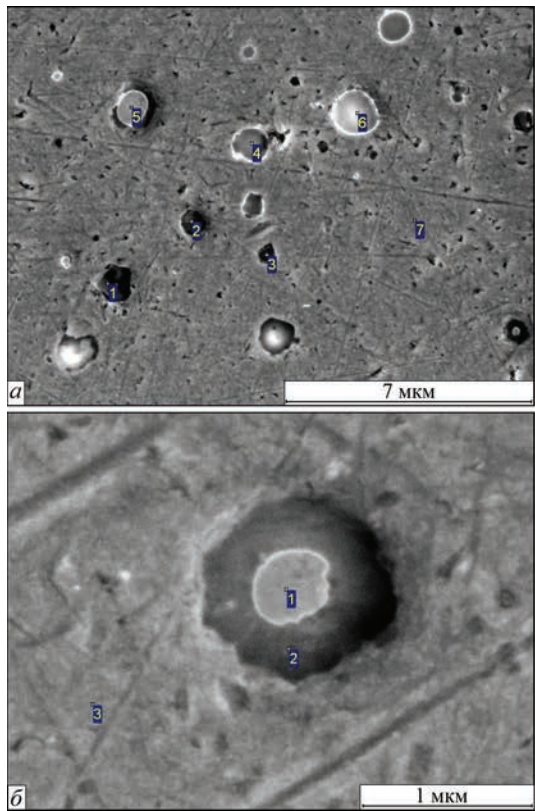
Спектр	C	N	O	Al	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,74	32,88	0	0,84	0	29,02	9,94	0	23,82	0,77
2	2,43	30,40	6,61	0,46	0,41	30,54	8,89	0	20,26	0
3	1,78	0	27,43	14,02	0	0	16,54	0	40,23	0
4	2,10	0	22,26	13,09	0,25	1,03	20,61	0	40,19	0,47
5	6,57	0,63	23,44	13,16	0,35	0,50	13,37	0,54	39,76	1,67
6	3,62	0	1,97	0,33	0,29	0	28,00	1,72	63,84	0,21
7	1,69	0	3,49	0,23	0,11	0,84	29,04	0	64,60	0

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	5,50	22,22	5,66	0,82	24,78	12,96	0,40	26,73	0,94
2	4,57	19,69	1,16	0,41	27,34	15,10	0	31,49	0,24
3	3,98	30,58	0	0,64	30,39	11,26	0	22,60	0,56
4	3,94	31,93	0,66	0,28	31,73	8,41	0,80	22,06	0,20
5	4,45	1,23	2,69	0,35	0	25,50	1,15	64,17	0,47

Рис. 5. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава, ат. %: а — исходного металла; б — основного металла

Следует отметить, что изменения, которые имеют место при разных способах и режимах сварки менее заметны в сравнении с переходом от основного металла к металлу шва.

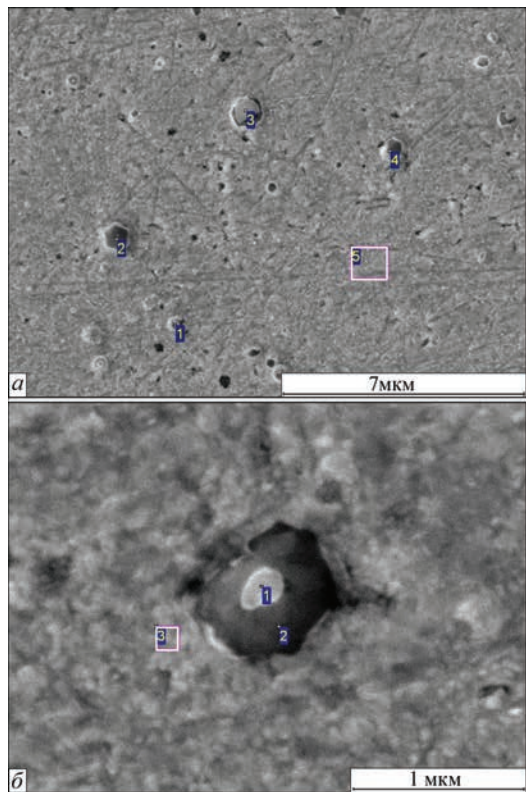
Изменения структуры, которые происходят в результате сварки, как уже упоминалось, определяются величиной перегрева металла сварочной ванны, которая зависит не только от эффек-



Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,25	47,85	0	0	35,02	9,18	0,37	5,20	0,14
2	2,71	42,76	11,43	4,52	24,07	6,02	0	3,69	4,80
3	0,54	0	55,40	15,48	1,08	4,10	0,11	8,04	15,25
4	1,50	0	58,73	16,76	1,26	1,84	0	4,17	15,74
5	2,45	0	59,19	15,70	5,14	1,28	0	1,75	14,48
6	2,99	0	60,02	16,95	1,10	0,65	0	1,38	16,92
7	2,50	0	0	0,71	0,37	28,78	0,73	66,67	0,23

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,68	5,97	53,56	16,70	2,56	0,92	0,50	1,28	15,83
2	2,38	35,66	11,74	4,08	27,86	7,13	0	8,47	2,68
3	2,91	0,47	0	0,11	0,48	29,67	0	66,12	0,24

Рис. 6. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава (ат. %) металла шва (а, б), выполненного при ЭЛС, $v_{св} = 90$ м/ч



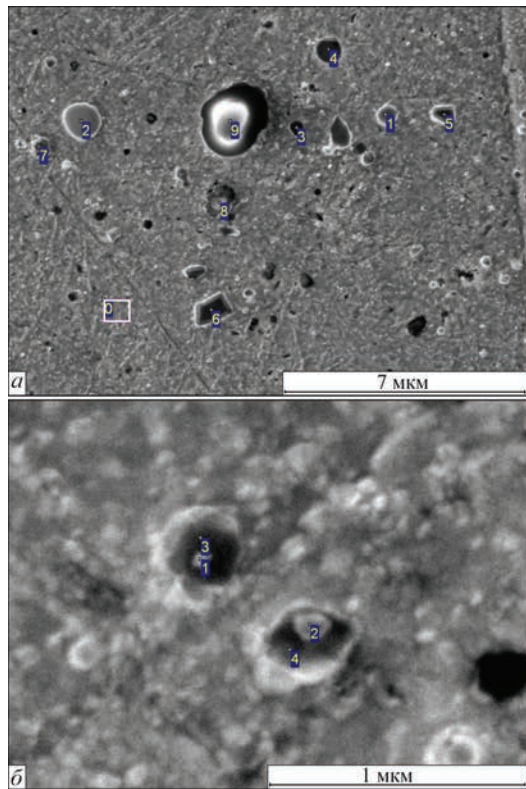
Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	3,16	0	24,23	6,45	4,97	18,10	0,77	35,06	7,27
2	3,05	41,50	0	0,10	29,61	10,40	0,85	14,37	0,12
3	1,30	0	59,10	13,80	2,73	1,83	0	3,85	17,39
4	3,35	17,83	1,35	0	14,28	21,77	0	41,42	0
5	2,89	0	0,16	0,46	0,42	28,94	0	67,14	0

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	1,55	5,50	53,20	17,35	2,33	1,17	0,49	2,19	16,24
2	2,83	27,79	24,36	8,50	18,09	5,71	0	4,91	7,82
3	4,80	2,71	0	0,48	0,46	26,25	0,98	63,92	0,40

Рис. 7. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава (ат. %) металла шва (а, б), выполненного при ЛС, $v_{св} = 90$ м/ч

тивной мощности источника нагрева, степени его концентрации, скорости сварки, но и в значительной степени от характера теплопередачи, который определяется соотношением параметров режима сварки. Так, наблюдается заметная разли-

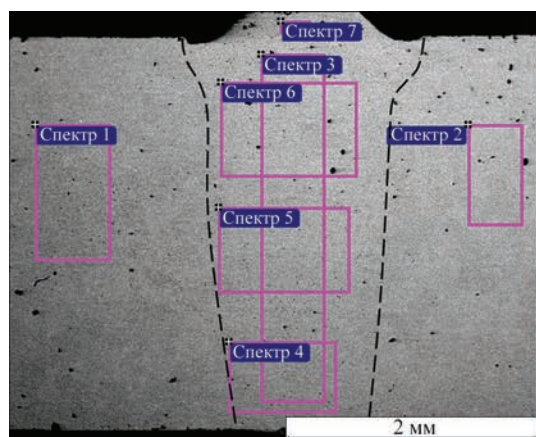
ца формирования структуры металла швов, полученных ЭЛС и ЛС на одной скорости сварки, но при разных эффективных мощностях и характере тепловложения.



Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	0,89	0	13,20	7,39	1,71	18,29	0,24	40,04	18,23
2	0,95	0	26,00	10,08	3,14	4,79	1,04	6,96	47,05
3	1,38	0	24,69	13,23	2,48	5,31	0,19	18,4	34,25
4	0,92	0	30,21	16,80	1,89	3,91	0	9,75	36,40
5	0,84	0,48	16,80	10,22	4,34	18,22	0	29,54	19,56
6	0,69	0	27,45	27,45	4,40	2,92	0,59	8,50	40,35
7	1,01	8,96	3,68	3,68	19,58	20,48	1,21	37,54	5,56
8	0,82	0	26,90	26,90	5,85	3,93	0	9,10	42,37
9	0,83	0	30,82	30,82	2,53	1,63	0	1,87	45,22
0	1,12	1,32	0	0	0	28,71	1,51	67,15	0

Спектр	C	N	O	Al	Ti	Cr	Fe	Ni	Y
1	2,81	16,12	1,80	0,98	17,83	26,22	0	33,95	0,28
2	2,38	24,37	3,53	1,24	16,85	22,42	0	28,47	0,73
3	4,18	21,61	0	0,26	11,42	24,70	0	37,83	0
4	3,75	17,40	0	0,08	10,35	25,95	0	42,41	0,04

Рис. 8. Электронное изображение микроструктуры и анализ химического состава (ат. %) металла шва (а, б), выполненного при ЛС, $v_{св} = 180$ м/ч



Спектр	O	Al	Ti	Cr	Ni	Y
1		0,41	0,59	31,73	66,7	0,33
2	1,66	0,4	0,52	30,96	66,46	
3		0,44	0,51	31,93	66,88	0,24
4		0,49	0,52	32,34	66,37	0,28
5		0,5	0,5	31,92	66,75	0,34
6		0,46	0,51	31,55	66,92	0,28
7		0,42	0,53	31,38	67,20	0,46
Max.	1,66	0,5	0,59	32,34	67,20	0,46
Min.	0	0,4	0,5	30,96	66,37	0

Рис. 9. Макрошлиф и химический состав (ат. %) отдельных участков сварного соединения сплава МА758, выполненного при ЭЛС, $v_{св} = 150$ м/ч

В то же время различие нанодисперсности упрочняющих частиц структуры металла швов, полученных ЛС на разных скоростях, но при несколько отличающемся характере тепловложения, менее заметна.

Следует отметить, что выбором способа, технологических приемов и режимов сварки определяется также и равномерность распределения частиц по сечению шва. При невысокой скорости сварки имеет место не только потеря швом значительной доли наночастиц, но и крайне неравномерное их распределение по его сечению. При сварке на повышенных скоростях достигается более равномерное распределение частиц (рис. 6–8), однако и здесь наблюдается некоторое увеличение их концентрации в верхней части шва (рис. 9) вследствие выноса формирующихся наночастиц потоком расплавленного металла.

Учитывая результаты исследований, можно заключить, что окончательные рекомендации по технологии сварки плавлением ODS-сплавов можно сделать после нахождения компромисса между условиями формирования швов приемлемого качества и ограничения деградации наноструктуры, а также при оценке изменения механических свойств.

Выводы

1. Установлено, что никелевый ODS-сплав Inconel MA758, полученный методом механического легирования, характеризуется наличием более десяти типов наноразмерных (15...100 нм) и микроразмерных (140...610 нм) кислородо- и азото-содержащих выделений, заметной химической и структурной неоднородностью.

2. Наличие оксидов в ODS-сплавах в значительной степени затрудняет качественное формирование швов при сварке плавлением.

3. При сварке ODS-сплавов имеет место заметная деградация исходной нанодисперсной структуры. В зависимости от способа, условий и ре-

жимов сварки наблюдается полная или частичная потеря металлом шва оксидных упрочняющих наночастиц, значительная их коагуляция, изменение морфологии и химического состава, а также образование новых фазовых выделений.

4. Степень деградации структуры определяется в основном величиной перегрева металла сварочной ванны, которая зависит, главным образом, от удельной мощности источника нагрева, скорости сварки, характера тепловложения и охлаждения в процессе сварки.

5. Технологически положительный результат может быть достигнут за счет оптимизации тепловложения в сварочную ванну путем увеличения скорости сварки и концентрации мощности источника нагрева при минимальном запасе мощности и управляемого ее распределения по сечению сварочной ванны.

Литература

1. Гессингер Г. Х. (1988) *Порошковая металлургия жаропрочных сплавов*. Челябинск, Металлургия.
2. Валиев Ф. З., Александров И. В. (2007) *Объемные наноструктурированные металлические материалы: получение, структура и свойства*. Москва, ИКЦ Академкнига.
3. Чебрякова Е. В. (2011) Особенности механизма упрочнения металлических матриц наночастицами тугоплавких соединений. *IV Всероссийская конференция по наноматериалам НАНО 2011. Сборник материалов*. Москва, ИМЕТ РАН.
4. Гусев А. И. (1998) Эффекты наноструктурного состояния в компактных металлах и соединениях. *Успехи физ. наук*, **138**, 29–58.
5. Soni P. R. (2000) *Mechanical alloying: fundamentals and applications*. Cambridge, England, Cambridge International Science Publishing.
6. He X. D., Xin Y., Li M. W., Sun Y. (2009) Microstructure and mechanical properties of ODS-Ni-based superalloy foil produced by EB-PVD. *Journal of Alloys and Compounds*, **467**, 1–2, 347.
7. Gleiter H. (2000) Nanostructured Materials. Basic concepts and microstructure. *Acta Mater.*, **48**, 1, 1–29.
8. Андриевский Р. А., Глезер А. М. (1999) Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. Особенности структуры. *Физика металлов и металловедение*, **88**, 1, 50–73.
9. Ребиндер П. А. (1958) *Физико-химическая механика*. Москва, Знание.

10. Janko B. (1986) *High-Temperature alloys for gas turbines and other application*. Brussels, D. Ridee.
11. Кондрик А. И., Ковтун Г. П., Дашенко О. А. и др. (2008) *Современные материалы для термоядерной энергетики*. Харьков, ННЦХФТИ.
12. Азеренков Н. А., Ковтун Г. П., Литовченко С. В. (2009) Нанотехнологии и наноматериалы в атомной энергетике. *Міжнародна наукова конференція «Фізико-хімічні основи формування і модифікації мікро- та наноструктур»*. FMMN, 2009, Збірник наукових праць. Харків, НФТЦ-МОН та НАН України, сс. 152–157.
13. Ковтун Г. П., Веревкин А. А. (2010) *Наноматериалы: технологии и материаловедение*. Обзор. Харьков, ННЦ ХФТИ.
14. Howard S. M., Jasthi DB. K., Arbegast W. J. et al. (2004) Friction stir welding of MA957 Oxide dispersion strengthened ferritic steel. *Fusion materials semiannual progress report for the period ending, December 31*, 55–60.
15. Hemilton M. L. et al. (2000) Fabrication technology for ODS alloy MA957, PNL-13165.
16. Shinozaki K. et al. (1997) Metallurgical and Mechanical properties of ODS alloy MS956 friction welds. *Welding Journal*, 76 (8), 289–299.
17. Feng Z., Ren W. (2006) Initial development in joining of ODS alloys using friction – stir welding. *Report No. ORNL/GEN4/LTR-06-021*.
18. Портной К. И., Бабич В. Н. (1974) *Дисперсноупрочненные материалы*. Москва, Металлургия.
19. Келли А. Николсон Р. (1966) *Дисперсионное твердение*. Москва, Металлургия.
5. Soni, P.R. (2000) *Mechanical alloying: Fundamentals and applications*. Cambridge, Cambridge Int. Sci. Publ.
6. He, X.D., Xin, Y., Li, M.W., Sun, Y. (2009) Microstructure and mechanical properties of ODS-Ni-based superalloy foil produced by EB-PVD. *J. of Alloys and Compounds*, 467(1–2), 347.
7. Gleiter, H. (2000) Nanostructured materials. Basic concepts and microstructure. *Acta Mater.*, 48(1), 1–29.
8. Andrievsky, R.A., Glezer, A.M. (1999) Size effects in nanocrystalline materials. Peculiarities of structure. *Fizika Metallov i Metallovedenie*, 88(1), 50–73 [in Russian].
9. Rebinder, P.A. (1958) *Physicochemical mechanics*. Moscow [in Russian].
10. Janko, B. (1986) *High-temperature alloys for gas turbines and other application*. Brussels, D.Ridee.
11. Kondrik, A.I., Kovtun, G.P., Datsenko, O.A. et al. (2008) *Modern materials for thermonuclear power engineering*. Kharkov, NNTsKhFTI [in Russian].
12. Azerenkov, N.A., Kovtun, G.P., Litovchenko, S.V. (2009) Nanotekhnologies and nanomaterials in nuclear power engineering. In: *Proc. of Int. Scient. Conf. on Physicochemical Principles of Formation and Modification of Micro- and Nanostructures*. FMMN, Zbirnyk Nauk. Prats. Kharkiv, NNTsMON та NANU, 2009, 152–157.
13. Kovtun, G.P., Verevkin, A.A. (2010) *Nanomaterials: Technologies and materials science* (Review). Kharkov, NNTs KhFTI [in Russian].
14. Howard, S.M., Jasthi, DB, K., Arbegast, W.J. et al. (2004) Friction stir welding of MA957 oxide dispersion strengthened ferritic steel. In: *Fusion materials semiannual progress report for the period ending, December 31*, 55–60.
15. Hemilton, M.L. et al. (2000) Fabrication technology for ODS alloy MA957, PNL-13165.
16. Shinozaki, K et al. (1997) Metallurgical and mechanical properties of ODS alloy MS956 friction welds. *Welding J.*, 76(8), 289–299.
17. Feng, Z., Ren, W. (2006) Initial development in joining of ODS alloys using friction stir welding. Report No. *ORNL/GEN4LTR-06-021*.
18. Portnoj, K.I., Babich, V.N. (1974) *Dispersion-hardened materials*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
19. Kelly, A., Nicholson, R. (1966) *Dispersion hardening*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

References

ЕВОЛЮЦІЯ СТРУКТУРИ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ, ЗМІЦНЕНИХ НАНОРОЗМІРНИМИ ОКСИДАМИ, ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПЛАВЛЕННЯМ

К. А. ЮЩЕНКО, Б. О. ЗАДЕРІЙ, І. С. ГАХ, Г. В. ЗВЯГІНЦЕВА, Л. М. КАПІТАНЧУК, В. Ю. ХАСКІН
ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Розглянуто зміни нанодисперсної структури нікелевих ODS-сплавів за результатами зварювання плавленням. Досліджували зварні з'єднання, виконані на різних режимах аргонодугового, електронно-променевого і лазерного зварювання. Показано, що у всіх розглянутих випадках відбувається деградація нанорозмірної структури, яка виражається головним чином у зміні зміцнюючих частинок до мікророзмірного рівня, деякої зміни їх хімічного складу і морфології. Ступінь деградації структури залежить від ступеня перегріву металу зварювальної ванни, яка, в свою чергу, визначається величиною питомої потужності джерела нагрівання, швидкістю зварювання, характером тепловкладення і охолодження. Показано, що позитивний результат — мінімальна деградація наноструктури початкового металу, може бути досягнута при оптимальному поєднанні максимальної технологічно прийнятної швидкості зварювання і концентрації тепловкладення, мінімальному запасі і керованому розподілі потужності, при яких забезпечується наскрізне проплавлення і формування шва з паралельними поверхнями сплаву. Бібліогр. 19, рис. 9.

Ключові слова: ODS-нікелеві сплави, зварювання плавленням, зварювальна ванна, деградація нанодисперсної структури, укрупнення наночастинок, швидкість зварювання, характер тепловкладення, формування шва

EVOLUTION OF STRUCTURE OF NICKEL OXIDE DISPERSION STRENGTHENED ALLOYS IN FUSION WELDING

K. A. YUSHCHENKO, B. A. ZADERII, I. S. GAKH, A. V. ZVYAGINTSEVA,
L. M. KAPITANCHUK, YU. V. KHASKIN

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail:office@paton.kiev.ua

Change of nanodispersed structure of nickel OSD-alloys as a result of fusion welding was considered. Welded joints, produced at different modes of argon-arc, electron beam and laser welding, were investigated. It is shown that degradation of nanosized structure takes place in all considered cases. It expressed mainly in change of strengthening particles up to micro-sized level, some variation of their chemical composition and morphology. A level of structure degradation depends on a level of overheating of weld pool metal, which in turn, is determined by value of specific power, welding rate, heat input and cooling nature. It is shown that the positive result, i.e. minimum degradation of initial metal nanostructure, can be reached at optimum combination of the maximum technologically acceptable welding rate and heat input concentration, minimum margin and controlled distribution of power, which provide through penetration and formation of weld with parallel fusion surfaces. 19 Ref., 9 Fig.

Keywords: OSD-nickel alloys, fusion welding, weld pool, degradation of nanodispersed particles, welding rate, heat input nature, weld formation

Поступила в редакцию 12.04.2018



16 - 18 October 2018

Fair and Exhibition Centre
exposilesia
www.exposilesia.pl

60th
International
Welding Conference
Organizer:
Institute of Welding

ExpoWELDING

International Welding Fair

ul. Braci Mieroszewskich 124 | 41-219 Sosnowiec | expowelding@exposilesia.pl



Международная Ассоциация «Сварка» (г. Киев) организует участие украинских компаний на коллективном стенде в международной сварочной выставке «ExpoWELDING 2018», г. Сосновец, Польша, 16-18 ноября 2018 г. Выставка проводится один раз в два года и является крупнейшей сварочной выставкой в Восточной Европе. По вопросам участия в выставке «ExpoWELDING 2018» на коллективном стенде просьба обращаться: тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45, E-mail: journal@paton.kiev.ua. Статья, посвященная предыдущей выставке «ExpoWELDING 2016» и участию в ней украинских компаний на коллективном стенде, была опубликована в журнале «Автоматическая сварка» № 12, 2016, стр. 63-67 и находится в открытом доступе по ссылке: <http://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2016/as201612part.pdf>.

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ЖИДКОГО СТЕКЛА НА ПРОЧНОСТЬ ПОКРЫТИЙ НИЗКОВОДОРОДНЫХ ЭЛЕКТРОДОВ

А. Е. МАРЧЕНКО¹, В. В. ТРАЧЕВСКИЙ², Н. В. СКОРИНА¹

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Технический центр НАН Украины. 04070, г. Киев, ул. Покровская, 13. E-mail: tracev@imp.kiev.ua

Изложены результаты исследований прочности покрытий низководородных электродов, прокаленных при 200, 300 и 400 °С, в зависимости от состава жидких Li-, Na- и K-стекол, а также их бинарных смесей. Результаты исследований интерпретированы с позиций эволюции кремнийкислородной структуры жидких стекол в условиях изменяющихся вида и соотношения катионов-модификаторов, а также степени оводненности, сопряженной с параметрами термообработки электродов. Диагностика структурно-функциональной самоорганизации кремнийкислородных анионов (ККА) в составе жидких стекол осуществлена с использованием данных ядерного магнитного резонанса (ЯМР). Использовался спектр ЯМР²⁹Si. Обобщенные результаты рассмотрены с позиций доминирования механизма поликонденсации. Выявлена корреляция между показателями прочности покрытий и соотношением мостиковых Q⁴, Q³, Q² и немостиковых Q¹ связностей в структуре ККА. Библиогр. 8, табл. 4, рис. 12.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварочные электроды, технология изготовления, жидкое стекло, структура жидкого стекла, применение метода ЯМР спектроскопии

Поиск путей повышения механической прочности покрытия низководородных электродов является актуальной технической проблемой:

нарушение сплошности покрытия во время их транспортировки от изготовителя до потребителя является причиной существенного ухудшения качества электродов как промышленной продукции;

отколы и трещины, возникающие в покрытии низкой прочности, вызывают образование пор, подрезов и других опасных дефектов в сварных швах, что приводит, в результате, к ухудшению их качества и снижению эксплуатационной надежности сварных конструкций;

низкая прочность покрытия существенно ограничивает возможности совершенствования металлургических показателей электродов, таких, в частности, как достижение низкого и ультранизкого содержания водорода в наплавленном металле, а также заданной стойкости покрытия к поглощению атмосферной влаги. Этого можно достичь глубокой дегидратацией покрытия, а также использованием жидких стекол, сухой остаток которых негигроскопичен, что, в свою очередь, сопряжено с необходимостью обеспечения его прочности.

Учитывая отмеченные проблемы, уровни требований к прочности покрытия, как и к другим показателям качества электродной продукции, не могут быть установившимися. Запросы практики непрерывно ужесточают эти требования. Соответственно должна совершенствоваться и научная

база, на которой зиждутся разработки соответствующих составов покрытий электродов и технологии их изготовления.

Таким образом, необходимо понять природу прочности электродных покрытий, выяснить причины ее эволюции при изменении вещественного состава и обезвоживании жидкого стекла — связующей основы покрытий — при термообработке электродов, а также найти эффективные технологические приемы, исключающие проявление указанного недостатка.

Обычно термообработка электродов осуществляется в две стадии (рис. 1): низкотемпературной (воздушная сушка или нагрев электродов до температуры 140...160 °С) и высокотемпературной (нагрев и выдержка при 200 °С для рутиловых и

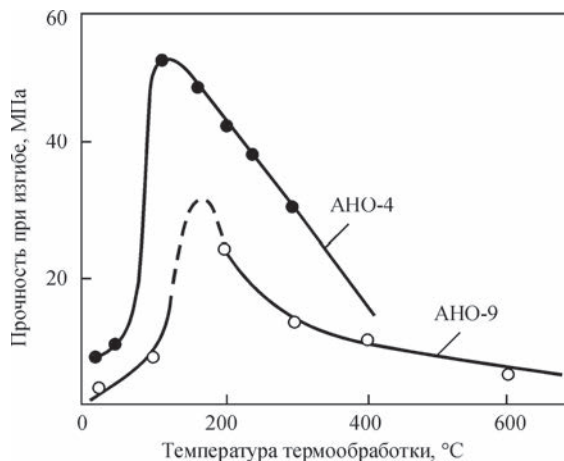


Рис. 1. Зависимость прочности цилиндрических образцов, экструдированных из обмазки электродов марки АНО-4 и АНО-9, от температуры термообработки [1]

при 400 °С для низководородных электродов). На первой стадии процесса покрытие приобретает заданную прочность и водостойкость. Вторая стадия вводится с целью достижения необходимой для понижения содержания водорода в наплавленном металле степени дегидратации. Однако прочность покрытия на этой стадии в значительной степени уменьшается.

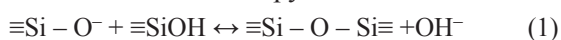
Это может быть вызвано деградацией гидратных форм кремнийкислородных анионов (ККА) в составе жидкостекольного связующего, строение которых определяет их вяжущие свойства.

Суть процессов становления прочности, происходящих в покрытии в течение низкотемпературной стадии, можно представить на примере жидкостекольных цементов — вяжущих композиций щелочной активации, твердость которых определяется молекулярным распределением компонентов жидкого стекла [2]. Образование кремнийкислородного каркаса, объединяющего частицы наполнителя в прочный «силикатный камень», происходит за счет сочленения полимерных фрагментов различной размерности. При обезвоживании необходимо принимать во внимание воду, как изначально введенную в систему в качестве растворителя, так и образующуюся при структурообразовании, обусловленном межмолекулярной и межфрагментной конденсацией.

В классических жидкостекольных цементах для увеличения степени структурирования используются добавки в виде порошков силикатов кальция [3]. Твердению электродных обмазок способствует порошок мрамора — ингредиента покрытия, который взаимодействует с жидким стеклом по реакциям ионного обмена и замещения [4].

При использовании стекла с модулем $M < 2,5$, в структуре которого преобладают связности Q^1 , процесс образования «силикатного камня» пред-

ставляют реакциями конденсации фрагментов, содержащих $\equiv SiO^-$ и $\equiv SiOH$ группы:



равновесие которых смещено в направлении, противоположном растворению силикатной глыбы. Прочность, приобретенная «силикатным камнем» в ходе прохождения реакций (1) и (2), пропорциональна суммарному содержанию реакционноспособных групп $\equiv SiO^-$ и $\equiv SiOH$ (рис. 2).

В жидких стеклах с силикатным модулем $2,5 < M < 3,0$ преобладают реакционноспособные кремнийкислородные производные со связностями Q^2 и Q^3 , располагающими двумя и одной немостиковыми связями. Умеренная, с точки зрения уровня, сложности и степени возрастания прочности камня, реакционная способность указанных групп ККА компенсируется их концентрацией.

Жидкие стекла с $M > 3,0$, содержащие преимущественно связности Q^4 , имеют слабые вяжущие свойства и для этих целей в жидкостекольных цементах не используются. Деградацию вяжущей способности щелочного гидрогеля под влиянием связности Q^4 следует рассматривать в качестве причины понижения прочности покрытий в ходе второй стадии термообработки электродов, когда происходит накопление соответствующих производных.

Поликонденсация ККА сопровождается более глубокой деградацией структуры матрицы и понижением вяжущей способности щелочного гидрогеля. Концентрация ККА со связностью Q^4 в структуре может достигнуть критических значений и обусловить резкое понижение прочности покрытия.

Негативная, с этой точки зрения деградация структуры ККА с накоплением в ней связностей Q^4 , подтверждена экспериментом.

На рис. 3 приведены полученные методом ИК-спектроскопии данные о доле жесткой ($\equiv Si-O-Si \equiv$)

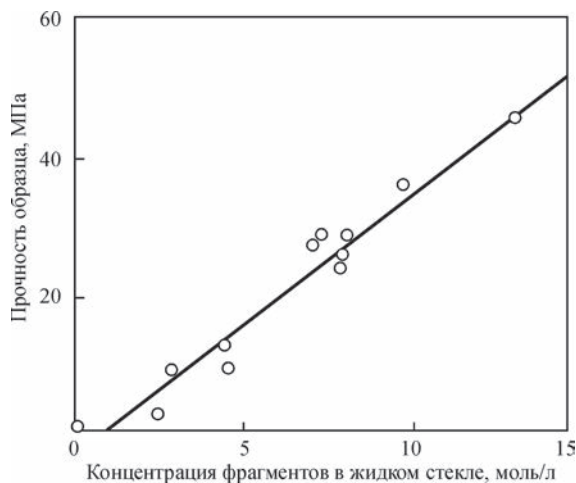


Рис. 2. Зависимость прочности силикатного камня от суммарной концентрации фрагментов $\equiv SiO^- + \equiv SiOH$ в жидком стекле (наполнитель — кварцевая мука) [2]

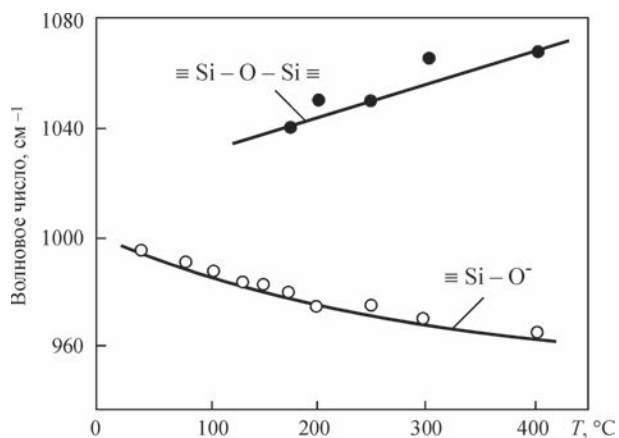


Рис. 3. Влияние температуры гидросиликата натрия $Na_2O \cdot 2,33SiO_2 \cdot 6H_2O$ на структуру ККА [5]

Таблица 1. Химический состав, плотность и вязкость Li-, Na- и K-жидких стекол [6]

Вид стекла	Модуль	Массовая доля, %				Свойства стекла	
		SiO ₂	Li ₂ O	Na ₂ O	K ₂ O	ρ, кг·м ⁻³	η, мПа·с
Li	2,77	25,52	4,60	-	-	1313	325
Na	3,09	28,54	-	8,40	1,70	1433	325
K	3,67	26,37	-	1,66	8,93	1422	360

и эластичной ($\equiv\text{S-O}^-$), форм связностей в структуре ККА, выделенных из жидкого стекла гидросиликатов натрия $\text{Na}_2\text{O} \cdot 2,33\text{SiO}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ в зависимости от температуры обезвоживания. Видно, что повышение температуры обезвоживания действительно сопровождается полимеризацией ККА, в результате чего их структура обогащается жесткими и хрупкими элементами за счет понижения в ней доли элементов с эластичными связями.

Объект и методика исследования. Для изучения выбраны покрытия опытных низковольтродных электродов, изготовленных на основе монощелочных (Li, Na, K) и бинарных (Li,Na-, Li,K- и Na,K-) жидких стекол с различным соотношением щелочных составляющих. Бинарные смеси готовили, применяя монощелочные жидкие стекла (табл. 1). Литиевые стекла синтезировали мокрым способом, а натриевые и калиевые — автоклавным растворением силикатных глыб производственной кондиции.

Вещественный состав, плотность ρ , вязкость η , приемы приготовления, а также результаты исследований особенностей структуры бинарных стекол с применением ЯМР-спектроскопии на ядрах ^{29}Si , описаны в работе [6].

Структуру жидких стекол представляли как сочетание доли (Q^4 , Q^3 , Q^2 и Q^1) связностей различной сложности в цепях и каркасе ККА, которую определяли по значениям интегральных интенсивностей сигналов ядер атомов ^{29}Si с характеристическими значениями химических сдвигов, измеренных при комнатной температуре на спектрометре модели AVANSE 400 фирмы BRUKER, Германия [6].

Как видно (табл. 1), монощелочные жидкие Li-, Na- и K- стекла использовались для приготовления образцов, предназначенных для оценки прочности покрытия, с той же консистенцией, что и в работе [6].

В отличие от них бинарные стекла заблаговременно, с целью нивелирования синергетического эффекта, путем разбавления небольшими добавками воды доводили до уровня вязкости исходных монощелочных стекол. У жидких Li,K-стекол, содержащих от 16,3 до 50,0 мас. % калиевой составляющей, в исходном состоянии синергетический всплеск вязкости достигал 20800 мПа·с. Поэтому степень их разбавления была намного больше, чем у остальных стекол.

Образку с дозой жидкого стекла 24 % готовили в интенсивном смесителе. При помощи капилляр-

ного пластометра ОБ 1435 из обмазок формировались образцы цилиндрической формы диаметром 4 мм и длиной 40...50 мм, предназначенные для оценки прочности. Консистенция подавляющего большинства обмазок позволяла получить экструдат нужного качества. В заготовках экструдата из четырех Li,Na-обмазок и двух Li,K-обмазок, отличающихся более жесткой консистенцией, были обнаружены трещины. В этом случае образцы экструдата для испытаний прочности отбирали из участков, не пораженных трещинами.

После суточной воздушной сушки цилиндрические образцы выдерживали в печи при $T = 150^\circ\text{C}$, а затем в течение часа прокаливали постадийно при температуре 200, 300 и 400°C .

Прочность образцов оценивали после охлаждения до комнатной температуры методом трехточечного изгиба с использованием пружинного автопластометра ОБ 2059. Его штатный, с коническим профилем, индентор на время испытаний заменяли пуансоном клинообразной формы. Принципиальная схема устройства для указанных испытаний представлена на рис. 4.

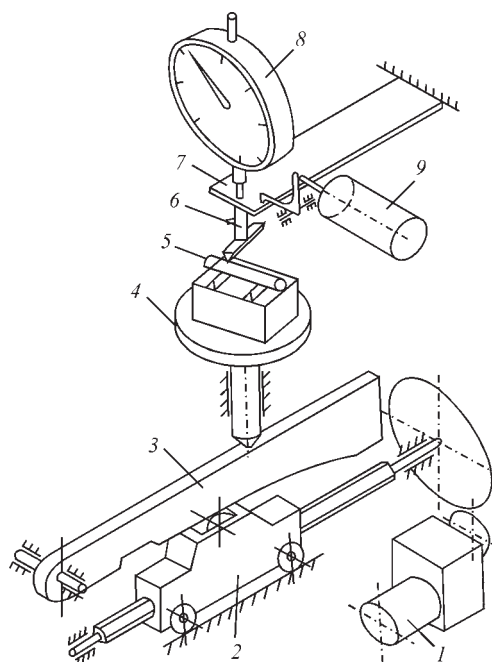


Рис. 4. Принципиальная схема устройства для определения прочности образцов МЭП на основе автопластометра ОБ 2059: 1 — электропривод; 2 — каретка; 3 — копир; 4 — рабочий стол; 5 — образец; 6 — клиновидный индентор; 7 — динамометр; 8 — индикатор перемещения часового типа; 9 — самописец

Испытание образцов именно описанной конфигурации позволило наблюдать изменение прочности в процессе дегидратации материала покрытия в чистом виде без наложения вкладов термоусадочных, термоупругих (коэффициентных) и термических (градиентных) напряжений, обычно возникающих в покрытиях, нанесенных на стержни [7].

Прочность образцов, изготовленных на жидких Li-, Na- и K-стеклах. Структурные характеристики монощелочных жидких стекол, Q^n , и показатели прочности образцов материала электродного покрытия (МЭП), изготовленных на их основе, сопоставлены в табл. 2.

Из данных табл. 2 следует, что уровень прочности МЭП в ходе дегидратации определяют как химический состав жидких стекол, так и степень удаления влаги, достигаемая в ходе термообработки электродов.

Более высокая прочность образцов на натриевой гидросиликатной основе, чем ее литиевых аналогов, объясняется, прежде всего, меньшей долей в стекле жестких связностей Q^4 и одновременно большей долей эластичных связностей Q^2 (содержание структурных элементов Q^3 в жидких стеклах — основе сопоставляемых образцов МЭП, одинакова).

При переходе от Na-жидкостекольной матрицы МЭП к K-матрице доля мостиковых связностей Q^4 в ней уменьшается, а эластичных Q^2 и Q^3 — эквивалентно возрастает. Тем не менее, с точки зрения прочности покрытия такая замена оказалось полезной лишь при подъеме температуры прокаливания образцов до 400 °С.

Наблюдаемый эффект наверняка связан с тем, что гидроксильные группы сохраняются в структуре ККА калиевого стекла до более высокой температуры, чем в Li- и Na-стеклах [8]. Соответственно, задерживается и ресинтез силанольных фрагментов, которые обычно разрушаются реакционноспособными гидроксид-ионами в процессе растворения силикатной глыбы в водной среде.

Метод ЯМРС визуализирует итоговую картину изменения соотношения связностей в структуре ККА под совместным воздействием гидроксил-ионов и катионов-модификаторов гидросиликата. С увеличением температуры прока-

ливания электродов охрупчивающая роль ресинтезированных структур в снижении прочности покрытия может стать решающей.

Влияние комбинированных стекол на прочность МЭП. Результаты определения прочности образцов МЭП на основе бинарных жидких стекол приведены на рис. 5.

Как видно, взаимосвязь между составом бинарных щелочных гидросиликатов в пространстве между зернами ингредиентов покрытия и глубиной их дегидроксилирования в ходе термообработки электродов и прочностью МЭП неоднозначна.

Это относится как к характеру, так и к степени указанного влияния.

1. Замещение в составе жидких Li,Na- и Li,K-стекла Li-катионов-модификаторов, имеющих больший энергетический потенциал в сравнении с Na^+ или K^+ (для них характерны меньшие значения Z/r), сопровождается значительным повышением прочности образцов МЭП во всем диапазоне температур прокаливания (пунктирные прямые). Чем выше температура прокаливания, тем ниже общий уровень и степень возрастания прочности образцов. В то же время характер изменения прочности образцов МЭП, изготовленных на жидких Na,K-стеклах с различным соотношением Na- и K- составляющих в смесях, зависит от условий термообработки образцов. Так, прочность образцов, прокаленных при 200 °С, понижается, а прокаленных при 300 °С — остается примерно на постоянном уровне, однако, в случае образцов, прокаленных при 400 °С — повышается при увеличении доли K-составляющей в смеси.

2. В интервале между крайними значениями прочность образцов в зависимости от доли замещающего компонента в бинарном связующем изменяется немонотонно. Она отклоняется от аддитивного значения как в меньшую (в левой части диаграммы), так и в большую сторону (в ее правой части).

Минимумы прочности в наибольшей мере выражены у Li,K-композиций, их глубина при этом несколько уменьшается по мере увеличения степени дегидратации образцов, обусловленной повышением температуры их прокаливания.

Таблица 2. Показатели структуры ККА монощелочных жидких стекол и прочности приготовленных на них образцов МЭП

Вид стекла	Вязкость, МПа·с	Доля связностей в структуре жидкого стекла, %				Прочность МЭП*, МПа, при температуре прокаливания, °С		
		Q^1	Q^2	Q^3	Q^4	200	300	400
$Li_2O \cdot 2,77SiO_2$	325	11,2	24,0	38,3	26,5	31,5	21,0	20,5
$Na_2O \cdot 3,09SiO_2$	325	13,0	32,9	38,1	16,0	60,0	47,5	37,0
$K_2O \cdot 3,67SiO_2$	360	10,1	34,7	41,7	13,5	50,0	47,0	44,0

* — средние значения из пяти результатов.

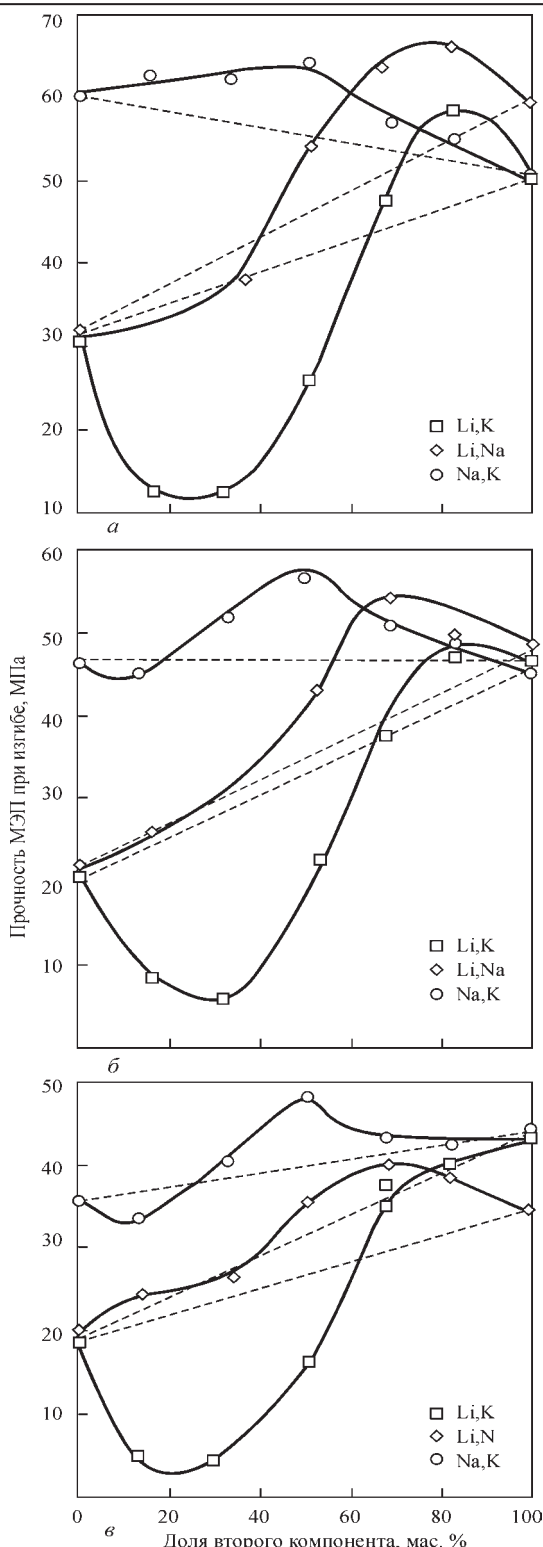


Рис. 5. Влияние состава бинарных жидких Li,Na-, Li,K- и Na,K-стекол на прочность образцов МЭП, прокаленных при 200 (а), 300 (б) и 400 °С (в)

В наименьшей мере наблюдаемые исходные минимальные значения прочности выражены у Li,Na-композиций. У Na,K-композиций левый, слабо выраженный минимум прочности, наблюдается у образцов, обезвоженных при 300 °С; с повышением степени обезвоживания глубина минимума несколько возрастает.

3. Степень сингулярности максимумов значений прочности в правой части диаграмм тоже зависит от комбинации используемых жидких стекол и температуры термообработки образцов МЭП. У Na,K-серии образцов значения прочности в максимуме возрастают по мере увеличения $T_{пр}$, у Li,Na — понижаются и размываются, а у Li,K — вырождаются вообще.

Указанные конфигурационные особенности прочностных диаграмм электродных композиций, изготовленных на основе бинарных жидких стекол, можно объяснить наличием широкого набора структурных форм силикатов, которые формируются в конечной кремнийкислородной матрице и определяют прочность композиции, а также сложностью и многообразием процессов, т. е. наличием нескольких направлений взаимного превращения указанных форм.

Особенности структурно-функциональных превращений, обусловленных вариациями состава бинарных жидких стекол. Пользуясь данными спектроскопии ЯМР²⁹Si, представленными в обобщенном виде на рис. 6, рассмотрим, прежде всего, как изменяется соотношение структурных форм силикатов в бинарных жидких Li,Na-, Li,K- и Na,K-стеклах.

Так, в структуре жидких Li,Na-стекол доля связей Q^3 , в сравнении с другими видами рассмотренных бинарных жидких стекол, максимальна и находится на уровне 40 % независимо от соотношения литиевой и натриевой составляющих.

Судя по стехиометрии, в структурных превращениях этой группы жидких стекол возможны обменные реакции



С возрастанием доли натриевой составляющей в смеси концентрация структурных единиц Q^2 монотонно возрастает (от 25 до 35 %), а Q^4 — уменьшается от 25 до 18 %, соответственно.

Для смеси с равными долями Li- и Na-составляющих (массовых и молярных) содержание структурных единиц Q^4 достигает максимального значения, а стехиометрия уравнения (3) выполняется с максимальной точностью. То же относится к уравнению (4) для смесей, содержащих 16,3 и 83,7 мас. % натриевой составляющей.

В жидких Li,K-стеклах при почти постоянном содержании Q^1 (на уровне около 10 %) и Q^3 (на уровне 40 %) доля связей Q^2 уменьшается по мере обогащения смеси калиевой составляющей от 35 до 25 %.

При этом доля связей Q^4 вначале немонотонно возрастает от 15 до 25 %, проходя затем через максимум, равный 38 %, при массовой доле 68 % K_2O в смеси.

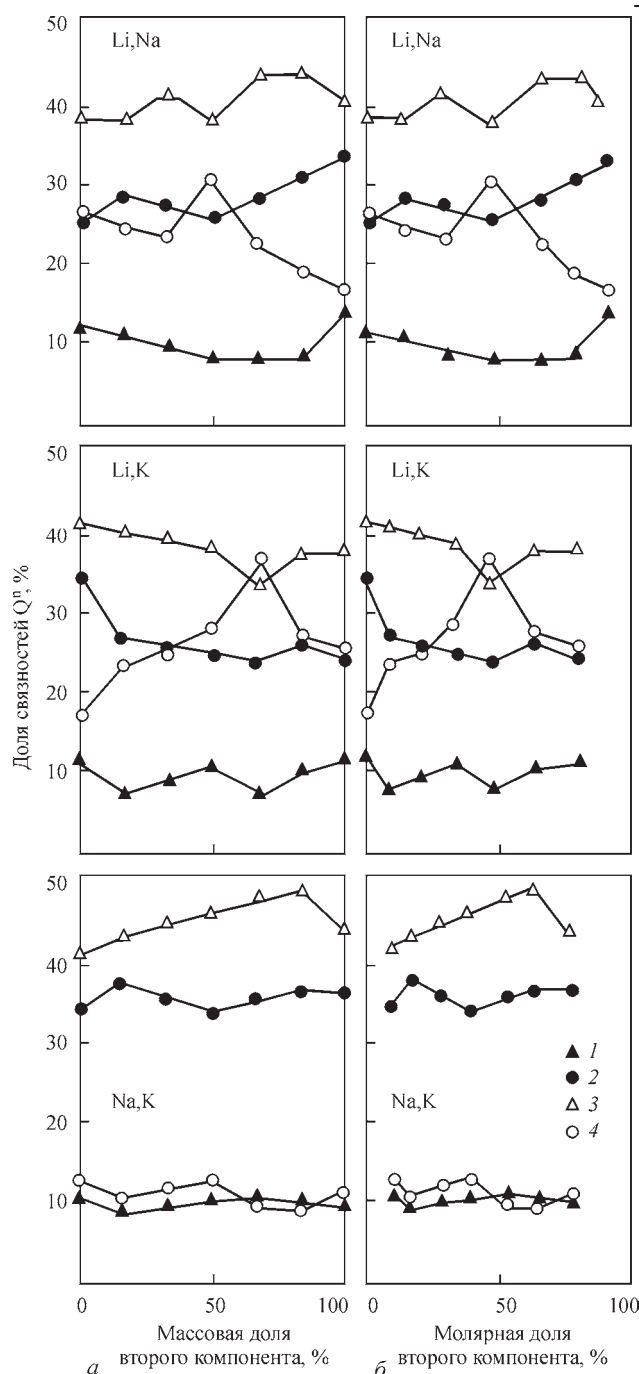


Рис. 6. Эволюция параметров ЯМР²⁹Si комбинированных жидких Li,Na-, Li,K- и Na,K-стекол в зависимости от массового (а) и молярного (б) соотношения входящих в их состав монощелочных компонентов (1 — Q¹; 2 — Q²; 3 — Q³; 4 — Q⁴)

В некоторых ЯМР²⁹Si спектрах образцов этой группы жидких стекол тоже выявлены признаки стехиометрического, согласно уравнениям (3)–(5), протекания обменной реакции между структурными элементами ККА.

Так, из рис. 6 следует, что, как и в предыдущей серии опытов, максимальная доля структурных единиц Q⁴ зарегистрирована в смесях стекол с молярным соотношением K₂O/Li₂O = 50/50. Ему соответствует самое высокое значение средневзвешенного показателя связности Q^m. Близкими

к стехиометричности оказались взаимодействия согласно уравнениям (3)–(5) для смесей с долей второй составляющей 50,0; 83,7 и 66,7 мас. %, соответственно.



Наряду с этим установлено, что в составе литиевого стекла и в большинстве изученных в работе бинарных смесей с натриевой и калиевой составляющими протекают обменные реакции с участием низших форм связности Q¹ и Q², которые можно представить уравнением (6).

В жидких Na,K-стеклах зарегистрированы постоянные (на уровне 10 и 12 %) содержания Q¹ и Q⁴, а определяющее влияние на их свойства оказывают связности Q² и Q³. Доля первой из них не зависит от состава смеси и остается на уровне около 35 %, а доля второй — линейно возрастает от 40 до 48 % по мере увеличения содержания калиевой составляющей в смеси. Затем она понижается до уровня, характерного для исходной калиевой составляющей.

Степень соответствия стехиометричности на уровне 80 % выявлена для взаимодействий, которые описываются уравнениями (4) и (6).

Сравнивая между собой данные рис. 5 и 6, можно предположить, что самый высокий уровень прочности обезвоженных образцов, изготовленных на основе жидких Na,K-стекол, связан с низкой общей долей связностей Q⁴. Суммарная доля связностей Q² + Q³ слабо зависит от соотношения K₂O/Na₂O в смеси стекол. Соответственно, мало изменяется и прочность покрытия, которая определяется показателем (Q² + Q³). На рис. 5 отмечена пунктиром общая тенденция изменения σ_и, под влиянием второго компонента в смеси: понижается (T_{пр} = 200 °C), неизменна (300 °C) или возрастает (400 °C) по мере повышения T_{пр}, и определяется, вероятнее всего, особенностями обезвоживания в присутствии калиевой составляющей гидросиликатной матрицы.

Уровень прочности образцов, изготовленных на основе жидких Li,Na- стекол, ниже, чем у предыдущей серии, вследствие меньшей суммарной доли связностей (Q² + Q³) в жидком стекле. Относительно более значимое нарастание прочности объясняется возрастанием суммарной доли связностей (Q² + Q³) за счет эквивалентного уменьшения доли связностей Q⁴-типа в жидком стекле.

Наиболее низкие показатели прочности обезвоженных образцов наблюдаются в серии опытов с Li,K-стеклами, особенно изготовленных на смесях с небольшим содержанием второй составляющей.

Особенности молекулярно-массового распределения элементов ККА. Рассмотрим взаимосвязь между средневзвешенным показателем

Таблица 3. Взаимосвязь прочности образцов МЭП со структурными показателями ККА бинарных жидких стекол (группы I-IV).

Индекс опыта	Группа опытов	Состав жидкого стекла	Доля связностей, %				Q^m , ppm	σ_n , МПа
			Q^1	Q^2	Q^3	Q^4		
Na,K-15	I	0,48 Na ₂ O·0,52K ₂ O·3,40 SiO ₂	10,3	34,4	47,0	9,0	−93,5	42,8
Na-2		0,88 Na ₂ O·0,12K ₂ O·3,10 SiO ₂	13,1	32,9	38,1	16,0	−94,5	36,9
Li,Na-8		0,85Na ₂ O·0,52Li ₂ O·2,83 SiO ₂	11,0	27,8	37,8	23,4	−96,7	23,8
Li-1		Li ₂ O·2,77 SiO ₂	11,2	24,0	38,3	26,5	−97,3	20,4
Li,K-11		0,65 Li ₂ O·0,35 K ₂ O·3,13SiO ₂	10,6	24,1	38,4	26,9	−97,3	16,3
Li,K-13		0,89 Li ₂ O·0,11K ₂ O·2,90SiO ₂	7,0	25,1	40,5	27,3	−97,9	4,6
Li,K-12		0,78Li ₂ O·0,22K ₂ O·3,00SiO ₂	8,5	25,1	40,0	26,4	−97,6	2,9
Na,K-16	II	0,59Na ₂ O·0,41K ₂ O·3,31 SiO ₂	9,6	32,4	45,3	12,6	−94,7	49,8
Li,Na-5		0,36 Li ₂ O·0,64Na ₂ O·3,00SiO ₂	7,5	27,2	43,3	22,0	−97,0	39,2
Li,K-9		0,37Li ₂ O·0,53K ₂ O·3,42SiO ₂	10,5	26,7	37,8	25,0	−96,8	41,3
Li,Na-6		0,53Li ₂ O·0,47Na ₂ O·2,94SiO ₂	7,2	25,1	36,9	30,8	−98,3	37,0
Li,Na-5	III	0,36 Li ₂ O·0,64Na ₂ O·3,00SiO ₂	7,5	27,2	43,3	22,0	−98,0	39,6
Li,K-10	IV	0,52Li ₂ O·0,48K ₂ O·3,27SiO ₂	6,6	23,5	33,0	36,9	−99,5	35,5

$Q^m = \sum x_i Q_i^n$ и молекулярно-массовым распределением элементов ККА в изученных щелочно-силикатных системах, где Q_i^n — текущее значение Q^n , а x_i — их доля в суммарном количестве связностей.

Из рис. 7 следует, что прочность образцов МЭП обратно пропорциональна отрицательному значению структурного показателя Q^m . Значения прочности стратифицируются на 4 группы, смещенные друг относительно друга вдоль оси абсцисс. Первая, самая многочисленная группа, обозначенная индексом I, большей частью представлена образцами Li,Na-, Li,K- и Na,K- серий.

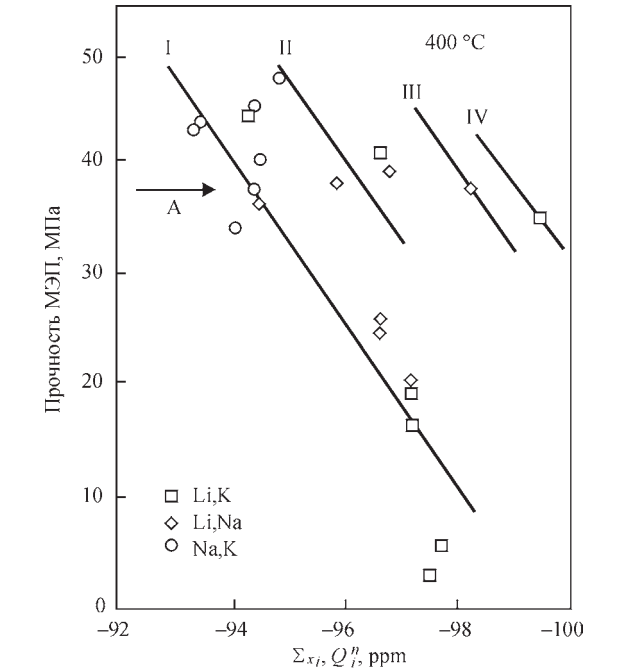


Рис. 7. Взаимосвязь между прочностью образцов МЭП, изготовленных на бинарных жидких Li,Na-, Li,K- и Na,K-стеклах и средневзвешенными значениями связностей в структуре ККА (обозначения см. в тексте)

Остальные образуют малочисленную II группу, а также одиночные III и IV группы. Оценка вещественного и молекулярно-массового составов жидких стекол, а также значения прочности изготовленных на их основе обезвоженных обмазок приведена в табл. 3.

Максимальное значение прочности (50 МПа) достигнуто на образце покрытия Na,K-16 в группе II. Выше указано, что он изготовлен на основе жидкого стекла с 50 мас. % калиевой составляющей. Его структура представляется следующим образом: 10 % вклада связностей Q^4 , а доля связностей Q^3 и Q^2 достигает 45 и 35 %, соответственно. Отклонение соотношения щелочных составляющих от оптимума незначительно отражается на прочности покрытий этой группы и несущественно влияет на соотношение структурных образований в составе ККА жидких стекол. Значение прочности покрытия редко опускается ниже 35 МПа.

Минимальные значения прочности (2,5...5,0 МПа) выявлены у образцов Li,K-12 и Li,K-13 из I группы, изготовленных на основе жидких Li,K-стекол, в составе которых доля калиевой составляющей изменяется в пределах 10...25 % смеси. В структурном распределении ККА этих стекол 40 % приходится на связности Q^3 и по 25 % — на связности Q^2 и Q^4 . Этот результат обращает внимание по следующим причинам:

указанная прочность в 4...8 раз ниже прочности образцов, изготовленных на основе монощелочного литиевого жидкого стекла;

доля связностей Q^4 в структуре ККА почти такая же, как и в случае литиевого стекла (около 25 %). Самая большая суммарная доля связностей ($Q^3 + Q^4 \approx 65 \%$), выявлена в составе именно тех

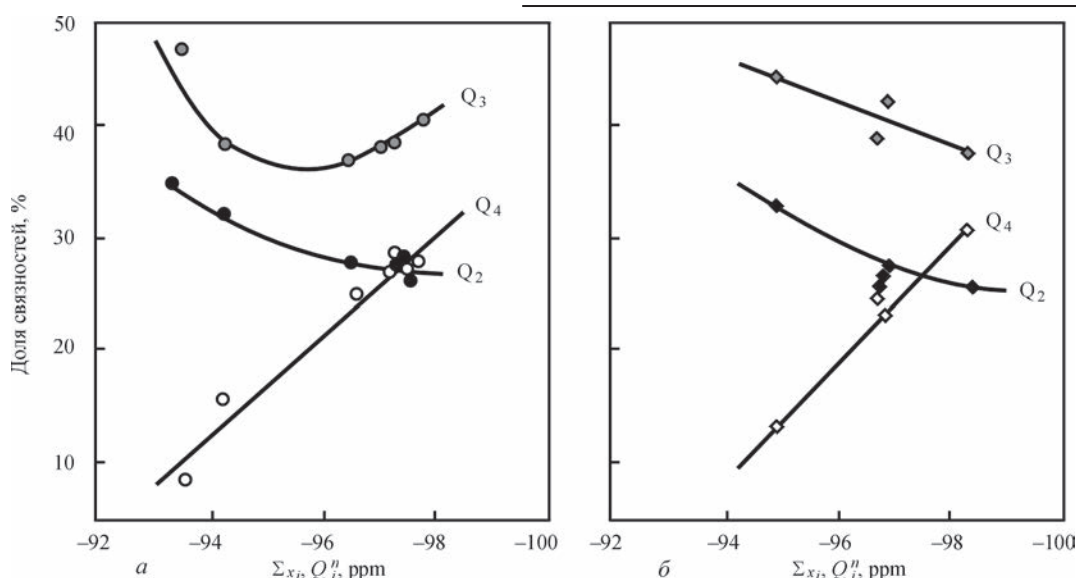


Рис. 8. Распределение химических сдвигов Q^n в жидких стеклах, использованных для приготовления покрытий в группах опытов, обозначенных индексами I (а) и II (б) (см. табл. 3)

бинарных жидких Li,K-стекло, которые обуславливают самую низкую прочность покрытий;

в структуре некоторых комбинаций литиево-стекла с калиевым и натриевым жидкими стеклами (например, опыты Li,Na-6 и Li,K-10) доля связей Q^4 в структуре ККА достигает 30 и 37 %, соответственно. При этом суммарная доля связей ($Q^3 + Q^4$) достигает 65...70 %. В монокристаллических жидких стеклах столь значительное преобладание пространственно-многообразных структурных связей над немонокристаллическими не встречается вообще [2]. Следовательно, их формирование является результатом одновременного разнонаправленного взаимодействия между компонентами бинарных смесей. Несмотря на это, прочность указанных образцов МЭП не опускается ниже значений 35 МПа.

Таким образом, основной причиной понижения прочности покрытия следует считать увеличение доли сложных форм связи (в группе I она возрастает в 3 раза, достигая значения 27 %, в серии II — в 2,5 раза, достигая значения 30,8 %). Происходит это за счет уменьшения суммарной доли связей ($Q^2 + Q^3$). Как следует из рис. 8 эта трансформация структур ККА в сопоставляемых группах происходит по-разному.

В группе I, в которой изначальное значение Q^m ниже, а доля мостиковых связей выше, чем во II группе, возрастание вклада Q^4 происходит за счет снижения общего содержания групп ($Q^2 + Q^3$). Однако при Q^m , с $\delta < -96$ ppm изменение доли Q^2 становится более плавным, а понижение содержания Q^3 сменяется его существенным нарастанием, в результате чего общая доля связей ($Q^3 + Q^4$) достигает 70 %. Это, вероятнее всего, и провоцирует катастрофическое падение прочности образцов Li,K-серии с индексами 11, 12 и 13.

Структура жидких стекол у образцов из II группы изменяется более плавно. Общее нарастание количества связей Q^4 полностью компенсируется суммарным понижением доли более эластичных видов Q^2 и Q^3 .

Синхронное изменение соотношения связей имеет место при формировании структуры образцов Li,Na-5 и Li,K-10 (см. табл. 3).

Выявлен еще один вариант взаимосвязи структуры ККА с прочностью МЭК: как и в сериях опытов, обозначенных индексами II-IV, деградация гидросиликатной связи за счет увеличения доли связей Q^4 демпфируется изменением количества связей Q^2 и Q^3 (табл. 4; рис. 9).

При этом доля эластичных связей Q^2 понижается непрерывно, а менее эластичной Q^3 —

Таблица 4. Прочность образцов МЭП группы А

Индекс опыта	Состав жидкого стекла	Доля связей, %				Q^m , ppm	$\sigma_{н^*}$, МПа
		Q^1	Q^2	Q^3	Q^4		
Na-2	0,88 Na ₂ O-0,12K ₂ O-3,10 SiO ₂	13,1	32,9	38,1	16,0	-94,5	36,9
Li,Na-4	0,19Li ₂ O-0,81Na ₂ O-3,05SiO ₂	7,9	30,3	43,4	18,4	-96,1	38,7
Li,Na-5	0,36 Li ₂ O-0,64Na ₂ O-3,00SiO ₂	7,5	27,2	43,3	22,0	-97,0	39,2
Li,Na-6	0,53Li ₂ O-0,47Na ₂ O-2,94SiO ₂	7,2	25,1	36,9	30,8	-98,3	37,0
Li,K-10	0,52Li ₂ O-0,48K ₂ O-3,27SiO ₂	6,6	23,5	33,0	36,9	-99,5	35,5

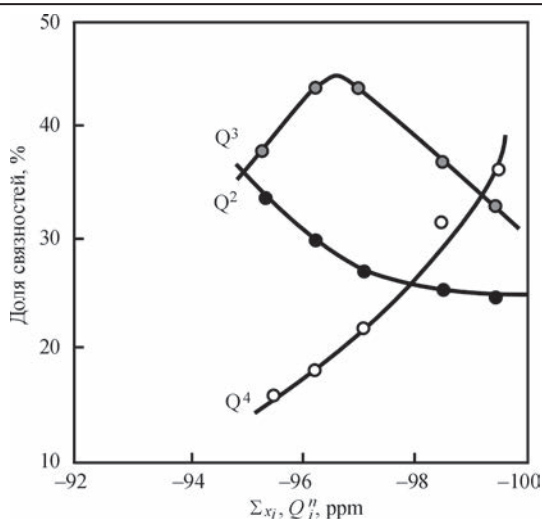


Рис. 9. Распределение связностей Q_i^n в жидких стеклах группы опытов, обозначенных индексом А (см. табл. 4)

после того, как в сумме со связностью Q^4 она достигнет критического, с точки зрения прочности покрытия, значения.

Взаимосвязь между вещественным составом, степенью дегидроксилирования щелочесиликатной связки и ММР ККА, а также прочностью покрытия. Механическая прочность электродного покрытия формируется в условиях совместного действия на структуру ККА катионов-модификаторов и гидроксид-ионов в составе жидкого стекла. Соотношение катионов задается составом жидкого стекла. Оно может улучшать или ухудшать структуру ККА в жидком стекле и, следовательно, повышать или понижать прочность покрытия. Концентрация гидроксид-ионов определяется степенью дегидратации ККА при термообработке электродов. Наряду с температурой на нее влияет водоудерживающая способность ККА, которая, в свою очередь, зависит

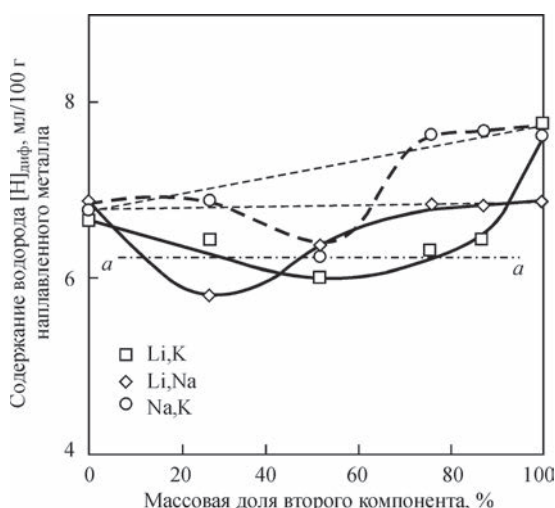


Рис. 10. Сравнение содержания водорода в металле, наплавленном электродами, изготовленными на основе жидких Li,Na-, Li,K- и Na,K-стекло (температура прокатки электродов 400 °C)

от их структуры, определяемой соотношением входящих в их состав катионов-модификаторов. При температурах прокаливания, характерных для производства низководородных электродов, как правило, превалирует деградация прочности покрытия.

Совокупное действие на структуру ККА и прочность покрытия катионов-модификаторов в составе щелочных гидросиликатов, с одной стороны, и степени их дегидроксилирования при прокатке электродов, с другой стороны, можно разграничить, используя, вместо показателя влажности покрытия, которое в работе еще не исследовалось, ее «сивертский эквивалент» в виде содержания водорода в наплавленном металле.

Результаты сравнения содержания диффузионного водорода в металле, наплавленном электродами, изготовленными на основе жидких Na,K-, Li,Na- и Li,K- стекол, приведены на рис. 10.

Из данных рис. 10 видно, что содержание водорода в наплавленном металле изменяется в зависимости от состава исследованных жидкостекольных связок электродного покрытия в пределах от 5,7 до 7,7 мл/100 г наплавленного металла. Наблюдаемое понижение (в минимуме) аналогично для всех серий стекол, в то время как положение и протяженность экстремума вдоль оси концентраций существенно меняется для образцов при переходе между сериями, а кривые, отображающие изменение содержания водорода в наплавленном металле, пересекаются в точке, соответствующей равным массовым долям компонентов бинарных смесей. Для Li,Na-серии образцов точка пересечения кривых приближается, а для Na,K- и Li,K-серий — точно соответствуют минимуму $[H]$ в пересчете на наплавленный металл.

Как следует из рис. 7, прочность образцов МЭП, изготовленных на основе жидких Na,K-16, Li,Na-6 и Li,K-11 стекол, изменяется от 16 до 50 МПа, т. е. в 3 раза. Учитывая одинаковое содержание водорода в наплавленном металле, можно полагать, что влажность исходных электродных покрытий неизменна. Следовательно, трехкратное изменение прочности МЭП обусловлено динамикой структурных составляющих ККА связующей композиции под влиянием соотношения катионов-модификаторов. Это подтверждается данными рис. 11.

Образец покрытия Na,K-16 наиболее безвложен. Тем не менее, он является самым прочным в Na,K-серии. Это свидетельствует о том, что понижение прочности структуры МЭП в ходе дегидратации бинарного связующего может компенсироваться такой трансформацией структуры ККА под влиянием изменения соотношения содержания щелочных модификаторов, которая бу-

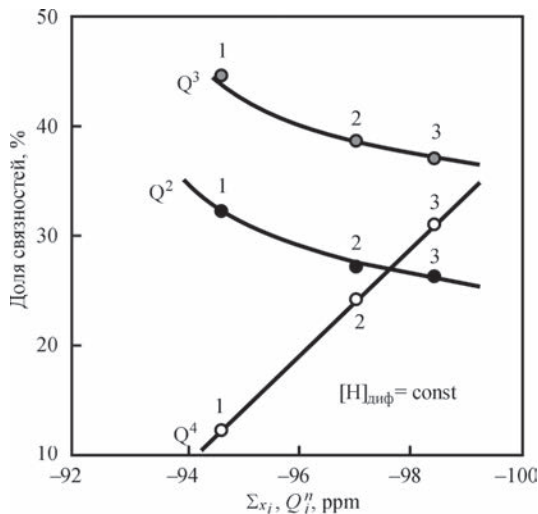


Рис. 11. Распределение связностей Q_i^n в жидких стеклах, использованных для изготовления МЭП с индексами Na,K-16 (1), Li,Na-6 (2) и Li,K-11(3)

дет благоприятной для формирования прочности. Для одного состава связующего указанная трансформация частично, для другого — полностью компенсирует, а для третьего — даже превышает понижение прочности, вызванное дегидратацией щелочной силикатной связки.

На рис. 12 представлена зависимость прочности образцов МЭП, изготовленных на основе жидких Na,K-, Li,Na- и Li,K-стекол, от содержания водорода в наплавленном металле.

При этом видно, что фигуративные точки, отражающие значение $\sigma_{и}$, стратифицировались на три слоя, обозначенные индексами *a*, *b* и *c*, предположительно связанные с изменением средневзвешенного значения Q^m , которое вызывается деградацией структуры ККА: чем больше Q^m , тем больше смещение соответствующей кривой вдоль оси абсцисс. Символами В, Г и Н обозначены результаты экспериментов, располагающиеся вдоль прямых, ориентированных перпендикулярно, параллельно и наклонно относительно оси абсцисс.

Результаты испытаний, ориентированные вдоль вертикали, характеризуют прочность образцов покрытия, имеющих одинаковую влажность. Следовательно, их прочность определяется исключительно соотношением вкладов связностей, зависящих от химического состава и структуры ККА. Среди них и рассмотренные выше образцы Na,K-16, Li,Na-6 и Li,K-11, которые на рис. 12 обозначены затененными точками. В их структуре доля связностей Q^4 возрастает пропорционально уменьшению как угла наклона кривой, характеризующей выход связностей ($Q^3 + Q^2$), на рис. 11, так и прочности МЭП. Такая же закономерность обнаруживается в экспериментах с остальными образцами этой группы.

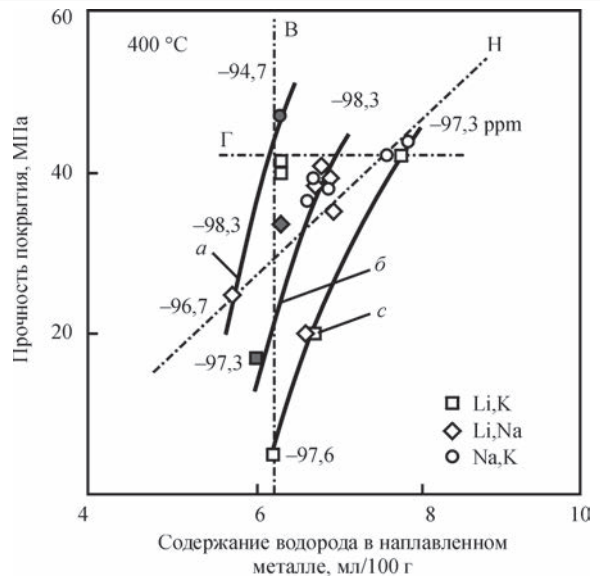


Рис. 12. Взаимосвязь прочности низководородных электродных покрытий, изготовленных на Na,K-, Li,Na- и Li,K-жидких стеклах, с водородным эквивалентом их влагосодержания; температура прокали электродов 440 °С (обозначения см. в тексте)

У образцов, размещающихся вдоль горизонтали, $\sigma_{и} = \text{const}$, следовательно, уменьшение (увеличение) прочности, определяемое возрастанием (понижением) их влажности, полностью компенсируется корректирующим изменением структуры ККА, связанным с влиянием соотношения катионов, обуславливающего формирование прочности. Цифрами возле кривых $\sigma_{и} = f([H])$ отражен характер изменения показателя Q^m .

Зависимости, представленные линиями *a*, *б*, *c* и *Н*, характеризуют равнодействующую показателей изменения структуры ККА и $\sigma_{и}$, сопряженных с динамикой химического состава и одновременной дегидратацией жидкого стекла в интервале между значениями В и Г.

Выводы

1. Прочность электродных покрытий, как и других видов наполненных композиций, представляющих собой объекты силикатных технологий, определяется вязкими свойствами гидросиликатной матрицы. Указанный параметр зависит от вещественного и структурного состава жидкого стекла, использованного в качестве связующего, а также степени его обезвоживания при термообработке электродов. При этом химический состав щелочных гидросиликатных матриц электродных покрытий, взаимосвязанный с изменением структуры и водоудерживающей способности гидросиликатной связки, определяет особенности формирования прочности покрытия, в то время как термообработка электродов приводит к деградации структуры и понижению прочности покрытий вследствие дегидратации.

2. Максимально высокий уровень прочности покрытия обеспечивают системы комбинированных жидких натриево-калиевых стекол, в структуре которых доля жестких и хрупких кремний-кислородных (мостиковых) связей редко превышает 10 %, а основу структурной матрицы (около 80 %), как правило, представляют эластичные связи ($Q^2 + Q^3$).

3. Наиболее низкий уровень прочности покрытия наблюдается при использовании в качестве связующего литиево-калиевые стекла с 10...40%-содержанием калиевой составляющей, влияние которой обычно демонстрируется значительным синергетическим всплеском вязкости. Прочность покрытий, изготовленных на основе жидких стекол такого состава, даже ниже, чем покрытий на основе чистого литиевого стекла.

4. Открываются перспективы решения проблем, возникающих в связи с низкой прочностью покрытий, изготовленных на основе литиевых жидких стекол, путем использования комбинированных жидких Li-, Na-, K-стекол.

Список литературы

1. Горпенюк В. Н., Походня И. К., Марченко А. Е. (1971) О методике оценки прочности электродного покрытия. *Сварочное производство*, **8**, 45–46.
2. Брыков А. С. (2009) *Силикатные растворы и их применение: Учебное пособие*. СПб, СПбГТИ(ТУ).
3. Лукьянова О. И., Уварова И. Ю. (1967) К исследованию взаимодействия высокоосновных силикатов кальция и высококремнеземистых силикатов натрия. *Доклады АН СССР*, **172**, **3**, 645.
4. Марченко А. Е., Скорина Н. В., Ворошило В. С., Шевченко Л. А. (1979) О некоторых технологических проблемах, вызванных межфазными процессами, при производстве сварочных электродов. СЭВ. Координационный центр по проблеме «Развитие науч. основ...»: информационные материалы, **1**, 50–157.
5. Uchino T., Sakka T., Iwasaki M.-J. (1991) Interpretation of hydrated states of sodium silicate glasses by infrared and Raman analysis. *Am. Ceram. Soc.*, **74**, **2**, 306–313.

6. Марченко А. Е., Скорина Н. В., Киселев М. О., Трачевский В. В. (2017) Исследование структуры жидких стекол для сварочных электродов методом ядерной магнитной спектроскопии. *Автоматическая сварка*, **1**, 49–53.
7. Марченко А. Е. (2010) О физико-химической природе прочности электродных покрытий и технологических путей ее обеспечения. *Сборник докладов V Международной конференции «Сварочные материалы. Технологии. Производство. Качество. Конкуренентоспособность», посвященной 20-летию ассоциации «Электрод» (7–11 июня 2010 г., Артемовск, Донецкой обл.)*. Киев, сс. 78–99.
8. Марченко А. Е., Скорина Н. В., Супрун С. А. (2012) Вододерживающая способность щелочных силикатов и ее влияние на дегидратацию электродных покрытий. *Сборник «Металлургия дуговой сварки и сварочные материалы»*. Киев, Академперіодика, сс. 290–302.

References

1. Gorpenyuk, V.N., Pokhodnya, I.K., Marchenko, A.E. (1971) About procedure of evaluation of electrode coating strength. *Svarochn. Proizvodstvo*, **8**, 45–46 [in Russian].
2. Brykov, A.S. (2009) *Silicate solutions and their application: Manual*. St.-Petersburg, St.-PGTI (TU) [in Russian].
3. Lukyanova, O.I., Uvarova, I.Yu. (1967) To study of interaction between high-basic calcium silicates and high-silica sodium silicates. *Doklady AN SSSR*, **172** (3), 645 [in Russian].
4. Marchenko, A.E., Skorina, N.V., Voroshilo, V.S., Shevchenko, L.A. (1979) On some technological problems caused by interphase processes in production of welding electrodes. CMEA, Coordination Center on Problem of Development of Scient. Principles... Information documents. Kiev, Naukova Dumka, **1**, 50–157 [in Russian].
5. Uchino, T., Sakka, T., Iwasaki, M.-J. (1991) Interpretation of hydrated states of sodium silicate glasses by infrared and Raman analysis. *Am. Ceram. Soc.*, **4**(2), 306–313.
6. Marchenko, A.E., Skorina, N.V., Kiselev, M.O. et al. (2017) Nuclear magnetic spectroscopy study of the structure of liquid glasses for welding electrodes. *The Paton Welding J.*, **1**, 41–45 [in Russian].
7. Marchenko, A.E. (2010) On physical-chemical nature of electrode coating strength and technological means of its assurance. In: *Proc. of 5th Int. Conf. dedicated to 20th of Association «Electrode» on Welding Consumables. Technologies. Production. Quality. Competitiveness (7–11 June 2010, Artyomovsk, Donetskaya Reg.)*. Kiev, pp. 78–99.
8. Marchenko, A.E., Skorina, N.V., Suprun, S.A. (2012) Water-retaining capacity of alkaline silicates and its effect on dehydration of electrode coatings. *Arc welding metallurgy and welding consumables*. Kiev, Akademperiodika, pp. 290–302 [in Russian].

ВПЛИВ СКЛАДУ ТА СТРУКТУРИ РІДКОГО СКЛА НА МІЦНІСТЬ ПОКРИТТІВ НИЗЬКОВОДНЕВИХ ЕЛЕКТРОДІВ

А. Є. МАРЧЕНКО¹, В. В. ТРАЧЕВСЬКИЙ², М. В. СКОРИНА¹

¹ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Технічний центр НАН України. 04070, м. Київ, вул. Покровська, 13. E-mail: tracev@imp.kiev.ua

Викладено результати досліджень міцності покриттів низьководневих електродів, прожарених при 200, 300 і 400 °С, в залежності від складу рідкого Li-, Na- і K-скла, а також їх бінарних сумішей. Результати досліджень інтерпретовані з позицій еволюції кремніокисневої структури рідкого скла в залежності від виду і співвідношення катіонів-модифікаторів, а також ступеня оводненості, поєднаної з параметрами термообробки електродів. Діагностика структурно-функціональної самоорганізації кремніокисневих аніонів (ККА) у складі рідкого скла здійснена з використанням даних ядерного магнітного резонансу (ЯМР). Використовувався спектр ЯМР²⁹Si. Узагальнені результати розглянуті з позицій домінування механізму поліконденсації. Виявлено кореляцію між показниками міцності покриттів і співвідношенням місткових Q^4 , Q^3 , Q^2 і немісткових Q^1 зв'язностей в структурі ККА. Бібліогр. 8, табл. 4, рис. 12.

Ключові слова: дугове зварювання, зварювальні електроди, технологія виготовлення, рідке скло, структура рідкого скла, застосування методу ЯМР спектроскопії

INFLUENCE OF LIQUID GLASS COMPOSITION AND PROPERTIES ON THE STRENGTH OF LOW-HYDROGEN ELECTRODE COATINGS

A. E. MARCHENKO¹, V. V. TRACHEVSKIY², N. V. SKORINA¹

¹E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Technical Center of NSU, 13 Pokrovskaya Str., 04070, Kyiv, Ukraine. E-mail: tracev@imp.kiev.ua

The paper presents the results of investigations of the strength of coatings of low-hydrogen electrodes, baked at 200, 300 and 400 °C, depending on the composition of liquid Li, Na and K-glasses, as well as their binary mixtures. Investigation results were interpreted from the viewpoint of evolution of silicon-oxygen structure of liquid glasses under the conditions of changing kind and ratio of cations-modifiers, as well as the level of water content, related to the parameters of electrode heat treatment. Diagnostics of structural-functional self-organization of silicon-oxygen anions (SOA) in the liquid glass composition was performed with application of the data of nuclear magnetic resonance (NMR). NMR29SI spectrum was used. The generalized results were considered in terms of dominance of polycondensation mechanism. A correlation was established between the values of coating strength and ratio of bridge Q4, Q3, Q2 and non-bridge Q1 connectivities in SOA structure. 8 Ref., 4 Tabl., 12 Fig.

Keywords: arc welding, welding electrodes, manufacturing technology, liquid glass, liquid glass structure, application of NMR spectroscopy method

Поступила в редакцию 13.04.2018

Національна академія наук України
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона
Українське товариство неруйнівного контролю та технічної діагностики
Міжнародна Асоціація «Зварювання»



XXII МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ

СУЧАСНІ МЕТОДИ ТА ЗАСОБИ НЕРУЙНІВНОГО КОНТРОЛЮ І ТЕХНІЧНОЇ ДІАГНОСТИКИ

10–14 вересня 2018

Одеса, Аркадія, готель «Курортний»

Присвячується 100-річчю
Національної академії наук України

Генеральний спонсор
ПрАТ «УкрНДІНК»



ОРГАНІЗАТОР КОНФЕРЕНЦІЇ
Міжнародна Асоціація «Зварювання»
вул. Казимира Малевича 11, м. Київ, 03150
тел. (+38044) 200-82-77, 205-22-49
journal@paton.kiev.ua; posypaiko.yurii@gmail.com;
<http://pwi-scientists.com/rus/nktd2018>

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ЭШН В ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ НА СКОРОСТЬ ПЛАВЛЕНИЯ ЭЛЕКТРОДА И ПРОПЛАВЛЕНИЕ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА

В. Г. СОЛОВЬЕВ, Ю. М. КУСКОВ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведен вычислительный эксперимент, который показал, что контролируемые электрические показатели процесса ЭШН можно использовать для регулирования формы металлической ванны и скорости плавления электрода. Определены зависимости между величиной заглубления электрода в шлаковую ванну, средней глубиной проплавления и равномерностью проплавления основного металла относительно средней глубины проплавления. Предложен способ расчета величины заглубления электрода в шлаковую ванну по соотношению токов в ТПК. Проведен сравнительный анализ трех типов одноконтурных схем подключения кристаллизатора к источнику питания и предложена оптимальная схема для требуемых критериев качества наплавки. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 12.

Ключевые слова: токоподводящий кристаллизатор, эксперимент, автоматизация, металлическая ванна, регулирование, проплавление, поддон, электрод, проводимость, схема питания

Электростатическое поле, создаваемое разностью потенциалов между токоведущими частями кристаллизатора, является неоднородным в связи со сложной конфигурацией внутренних элементов кристаллизатора и взаимным их расположением, даже если допустить, что вращение жидкой шлаковой ванны обеспечивает гомогенизацию ее свойств. В первую очередь на форму эквипотенциальных поверхностей поля влияет величина заглубления электрода в шлаковую ванну, его диаметр и форма, а также используемый тип схемы подключения токоподводящего кристаллизатора (ТПК) к источнику питания. Напряженность электрического поля в каждой точке шлаковой ванны определяет силу и направление потоков электрической энергии, что, в свою очередь, обуславливает распределение тепловой энергии при ЭШН, влияет на характер плавления электрода, равномерность и среднюю глубину проплавления изделия, а также на характер кристаллизации жидкого металла. Вопросам математического моделирования электрических параметров электрошлаковых процессов было уделено внимание во многих работах, например [1–4], однако работы по моделированию и изучению влияния электрических параметров на равномерность и среднюю глубину проплавления изделия при ЭШН в токоподводящем кристаллизаторе практически отсутствуют.

В работе [5] в результате моделирования электрического поля в шлаковой ванне в ТПК на электропроводной бумаге авторами сделано заключение, что средняя секция кристаллизатора

благодаря своей электропроводимости шунтирует часть шлаковой ванны, смещает зону преимущественного тепловыделения в пристеночную область кристаллизатора, оставляя относительно холодной центральную зону. Однако непосредственно у самой стенки кристаллизатора металлическая ванна остается холодной за счет водяного охлаждения кристаллизатора и вследствие этого ванна может приобретать специфическую форму «сомбреро».

Авторы работы [6] делают вывод, что варьируя значениями токов, идущих на электрод и кристаллизатор при наплавке с использованием «потенциального» электрода, можно существенно изменять форму дна металлической ванны – от вогнутой конусообразной, характерной для обычного процесса ЭШП, до выпуклой в центральной части наплавленного слоя, присущей наплавке без электрода.

Цель работы — выполнение математического моделирования распределения потенциала шлаковой ванны в ТПК с использованием пакета PDETool MATLAB и проведение вычислительного эксперимента, который даст ответы на вопросы:

- как использовать контролируемые электрические параметры для регулирования формы металлической ванны и скорости плавления электрода;
- каким образом значение величины заглубления электрода в шлаковую ванну влияет на среднюю глубину проплавления изделия и равномерность проплавления относительно средней глубины проплавления;

– как использовать значения контролируемых электрических параметров для расчета величины заглубления электрода в шлаковую ванну;

– какая одноконтурная схема (из трех типов) подключения кристаллизатора к источнику питания является наиболее оптимальной для решения поставленной задачи;

– в каких случаях необходимо использовать схему питания ТПК — одно- либо двухконтурную.

Одной из стандартных краевых задач в PDETool [7] является электростатическая задача, которая была использована в данной работе, поскольку предметом исследования являлось распределение напряженности электрического поля в шлаковой ванне между поверхностями электрода, графитовой футеровки токоведущей секции кристаллизатора и поддона, к которым подведен потенциал.

В предлагаемой постановке задачи принято, что объект имеет осевую симметрию, поэтому двумерная модель представлена в цилиндрической системе координат, причем вращение жидкой шлаковой ванны вокруг оси кристаллизатора обеспечивает аксиальную гомогенизацию ее свойств. При этом считаем, что существует качественное влияние электростатического поля и его неравномерности вблизи поверхности поддона (изделия) на неравномерность и глубину проплавления верхнего слоя изделия в соответствии с законом Ленца–Джоуля. Граничные условия поверхности шлаковой ванны и формирующей секции кристаллизатора приняты в соответствии с условиями задачи Неймана, а для границ поверхностей электрода, графитовой втулки кристаллизатора и поддона в соответствии с условиями задачи Дирихле.

Принятая модель и проведенный вычислительный эксперимент не претендуют на получение численных взаимосвязей входных и выходных переменных, которые могли бы быть использованы при наплавке, но позволяют оценить качественную взаимосвязь указанных переменных, правильно спланировать и упростить проведение экспериментальных наплавов для получения количественных взаимосвязей.

Уравнением электростатики относительно скалярного электрического потенциала является

$$-\operatorname{div}(\epsilon \nabla V) = \rho / \epsilon_0,$$

где ϵ — относительная диэлектрическая проницаемость среды; $\epsilon_0 = 8,85 \cdot 10^{-12}$ Ф/м — абсолютная диэлектрическая проницаемость вакуума (основная электрическая постоянная); V — скалярный электрический потенциал; ρ — скалярное поле объемной плотности электрического заряда.

Значение относительной диэлектрической проницаемости шлака принято $\epsilon = 70$. В связи с от-

сутствием в литературных источниках данных по этому параметру значение ϵ приравнено к относительной диэлектрической проницаемости морской воды. Для решения краевой задачи Дирихле $r = hV$ (где r — электрический потенциал; h — весовой коэффициент) принято значение $h = 1$, а значение скалярного электрического потенциала $V = 100$ условных единиц, что обеспечивает оценку напряжений между эквипотенциальными линиями в процентном соотношении. Для решения краевой задачи Неймана $\epsilon \nabla V + qV = g$; q — коэффициент, определяющий влияние значения V в модели, принимается равным 0,7, а g — заряд на боковых поверхностях формирующей секции кристаллизатора, принимается равным $< 10^{-10}$ Кл, т. е. $g = 0$. Для шлаковой ванны $\rho = 0$. Визуализация скалярных эллиптических PDE позволила использовать «метод графических изображений», который успешно применяется в расчете полей заряженных тел, находящихся вблизи плоских или цилиндрических проводящих поверхностей [8].

Постановка задачи. В результате моделирования необходимо определить характер влияния на контролируемые электрические параметры ЭШН в ТПК величины диаметра электрода d_3 , заглубления h_3 электрода в шлаковую ванну, уровня металлической ванны h_m относительно уровня нижней кромки токоведущей секции кристаллизатора.

Геометрические характеристики и константы модели:

- внутренний диаметр формирующей части кристаллизатора 180 мм;
- электрод цилиндрический диаметром d_3 : 40 мм (а), 90 (б) и 130 (в);
- кристаллизатор двухсекционный (без средней секции);
- высота графитовой футеровки, смоченной шлаком (мокрая часть), 20 мм;
- расстояние от нижнего края графитовой футеровки до зеркала металлической ванны h_m : 30 мм (а), 50 (б) и 80 (в). Глубина шлаковой ванны соответственно $h_{ш}$: 50 мм (а), 70 (б) и 100 (в).
- величина заглубления электрода в шлаковую ванну h_3 : 10 мм (а), 20 (б) и 40 (в).

На рис. 1 представлены примеры моделей электростатических полей для ТПК с различными схемами подключений к источнику, различными диаметрами электродов, с различными глубинами шлаковой ванны и различными величинами заглубления электрода.

Существует три типа схем подключения элементов рабочей зоны кристаллизатора (РЗК) к источнику питания (ИП) — схема с использованием «потенциального» электрода (тип «Э») на рис. 2, а, схема с использованием «потенциального» кристаллизатора (тип «К») на рис. 2, б и схема

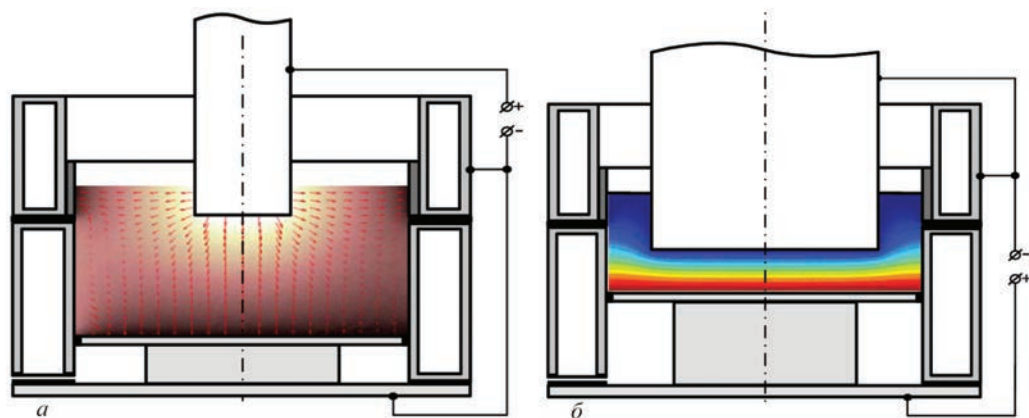


Рис. 1. Примеры расчета напряженности электрического поля и поля с эквипотенциальными линиями: *а* — для ТПК, включенного по схеме с «потенциальным» электродом, $d_3 = 40$ мм, $h_{ш} = 100$ мм и $h_3 = 20$ мм; *б* — для ТПК, включенного по схеме с «потенциальным» поддоном, $d_3 = 130$ мм, $h_{ш} = 70$ мм и $h_3 = 40$ мм

с использованием «потенциального» поддона (тип «П») на рис. 2, *в*.

Расчеты токов поддона, электрода и кристаллизатора при схеме с использованием «потенциального» поддона (тип «П»). При схеме питания ТПК типа «П» через поддон проходит наибольший ток, который равен сумме токов, протекающих через электрод и кристаллизатор. Таким образом, обеспечивается наилучший прогрев изделия, но эффективность расплавления электрода ниже, чем, например, при подключении ТПК к источнику по схеме с «потенциальным» электродом (тип «Э»).

На рис. 3 приведены расчетные значения токов поддона $I_{п}$, электрода I_3 и кристаллизатора I_k в зависимости от величины заглубления электрода h_3 и от диаметра электрода d_3 , при глубине шлаковой ванны $h_{ш} = 100$ мм.

Как видно из графика рис. 3, *а*, ток электрода I_3 при заглублении в шлаковую ванну увеличивается практически пропорционально величине заглубления, так как проводимость шлаковой ванны увеличивается при увеличении площади «мокрой» части электрода и расстояния от электрода до изделия, а также при увеличении d_3 . Ток кристаллизатора I_k при заглублении электрода уменьшается,

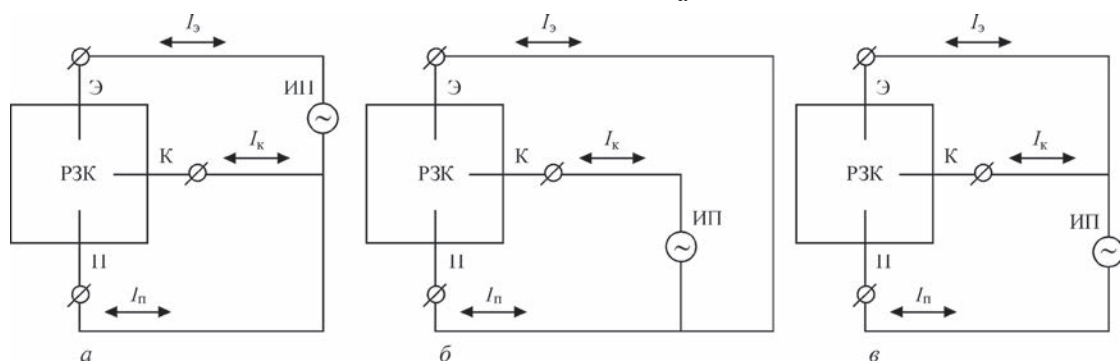


Рис. 2. Схемы подключения элементов рабочей зоны кристаллизатора к источнику питания с использованием: *а* — потенциального электрода (тип «Э»); *б* — потенциального кристаллизатора (тип «К»); *в* — потенциального поддона (тип «П»)

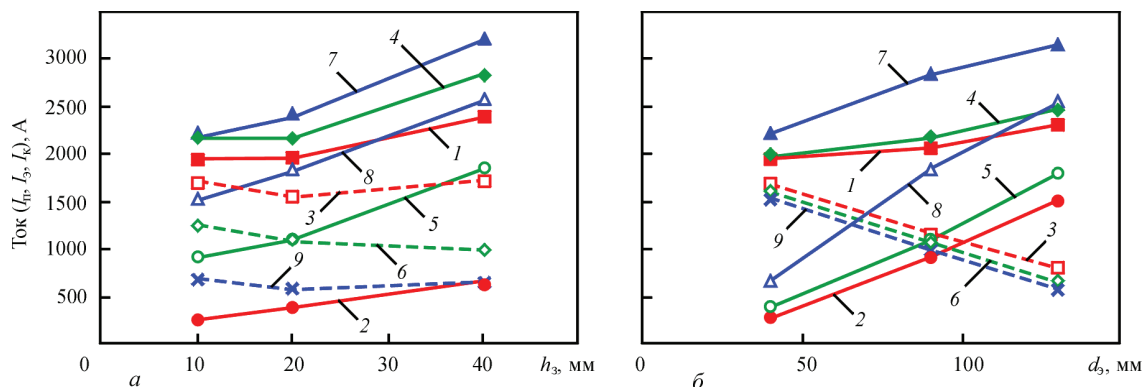


Рис. 3. Изменения токов поддона $I_{п}$, электрода I_3 и кристаллизатора I_k в зависимости от: *а* — величины заглубления электрода h_3 : 1, 2, 3 — $I_{п}$, I_3 , I_k , соответственно (при $d_3 = 40$ мм); 4, 5, 6 — $I_{п}$, I_3 , I_k , соответственно (при $d_3 = 90$ мм); 7, 8, 9 — $I_{п}$, I_3 , I_k , соответственно (при $d_3 = 130$ мм); *б* — диаметра электрода d_3 , при глубине шлаковой ванны $h_{ш} = 100$ мм: 1, 2, 3 — $I_{п}$, I_3 , I_k , соответственно (при $h_3 = 10$ мм); 4, 5, 6 — $I_{п}$, I_3 , I_k , соответственно (при $h_3 = 20$ мм); 7, 8, 9 — $I_{п}$, I_3 , I_k , соответственно (при $h_3 = 40$ мм)

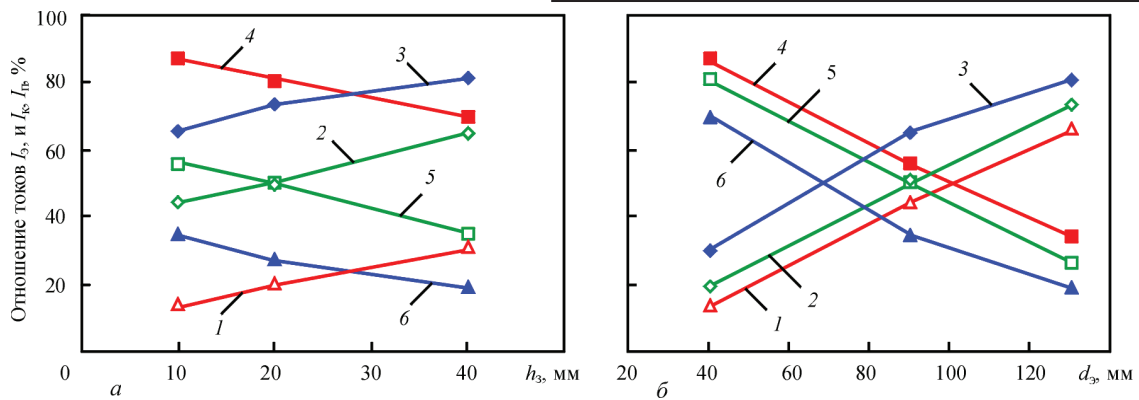


Рис. 4. Изменения процентного отношения токов электрода I_3 и кристаллизатора I_k к току поддона I_n в зависимости от: а — величины заглубления электрода h_3 ; 1, 4 — I_3/I_n , I_k/I_n (при $d_3 = 40$ мм); 2, 5 — I_3/I_n и I_k/I_n (при $d_3 = 90$ мм); 3, 6 — I_3/I_n и I_k/I_n (при $d_3 = 130$ мм); б — диаметра электрода d_3 при глубине шлаковой ванны $h_{ш} = 100$ мм; 1, 4 — I_3/I_n и I_k/I_n (при $h_3 = 10$ мм); 2, 5 — I_3/I_n и I_k/I_n (при $h_3 = 20$ мм); 3, 6 — I_3/I_n и I_k/I_n (при $h_3 = 40$ мм)

сказывается «экранирование» графитовой футеровки электродом, который имеет такой же потенциал, что и графитовая футеровка, и который при заглублении в шлаковую ванну и приближении к изделию берет на себя больший процент общего тока источника. Ток поддона I_n при заглублении электрода увеличивается. Следует учесть, что I_k и I_3 при $d_3 = 90$ мм близки по значениям, а при заглублении на 20 мм даже равны. При $d_3 = 40$ мм ток кристаллизатора I_k превышает ток электрода I_3 , а при $d_3 = 130$ мм наблюдаем обратную ситуацию — ток электрода превышает ток кристаллизатора. Из графика рис. 3, б отчетливо видно слабое влияние величины диаметра электрода d_3 на ток поддона I_n и сильное влияние его на I_3 и I_k при малом заглублении электрода.

На графиках рис. 4, а видно, что для $h_3 = 10$ мм ток кристаллизатора превалирует над током электрода только при $d_3 < 100$ мм, при $d_3 > 100$ мм ситуация изменяется на противоположную. Для $h_3 = 20$ мм ток кристаллизатора превалирует над током электрода при $d_3 < 90$ мм, при $d_3 > 90$ мм си-

туация изменяется на противоположную. Для $h_3 = 40$ мм ток кристаллизатора превалирует над током электрода при $d_3 < 70$ мм, при $d_3 > 70$ мм ситуация изменяется на противоположную.

При значении глубины шлаковой ванны $h_{ш} = 100$ мм по графикам на рис. 4, б видно, что при $d_3 = 40$ мм на всем диапазоне изменений h_3 ток кристаллизатора имеет большее влияние на процесс по сравнению с током электрода. При $d_3 = 90$ мм при $h_3 > 20$ мм ток электрода превалирует над током кристаллизатора. При $d_3 = 130$ мм на всем диапазоне изменений h_3 ток электрода имеет большее влияние на процесс по сравнению с током кристаллизатора.

Очевидно, что для ЭШН в ТПК ток электрода определяет скорость его плавления, ток кристаллизатора играет роль выравнивания электрического поля вблизи изделия, а ток поддона определяет глубину проплавления изделия, т.е., используя такие графики, как на рис. 3, можно выбрать необходимое соотношение между величиной заглубления электрода и его диаметром.

Как видим из графиков рис. 5 изменение величины отношения токов электрода I_3 к току кристаллизатора I_k от заглубления электрода h_3 имеет ярко выраженный характер и соответствует практически линейной зависимости. Т.е. по величине I_3/I_k можно косвенным путем вычислить такой параметр, как величина заглубления h_3 и использовать его для регулирования процесса ЭШН. Тем более, что отношение токов I_3/I_k должно гораздо слабее зависеть от изменения проводимости шлака в связи с изменением температуры, чем непосредственно сами токи электрода и кристаллизатора.

Расчет параметров электростатического поля вблизи дна шлаковой ванны (тип «П»). Распределение напряженности электрического поля по поверхности изделия характеризует распределение плотности тока и, тем самым, относительное распределение теплового поля на по-

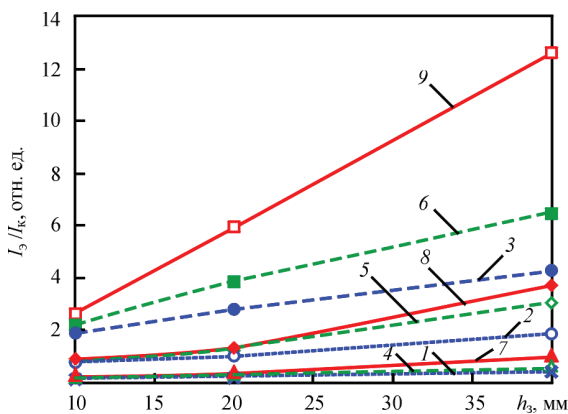


Рис. 5. Изменения отношения токов электрода I_3 к току кристаллизатора I_k в зависимости от заглубления электрода h_3 при различных диаметрах электрода d_3 для разных глубин шлаковой ванны $h_{ш}$: 1, 2, 3 — I_3/I_k (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{ш} = 100$ мм); 4, 5, 6 — I_3/I_k (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{ш} = 70$ мм); 7, 8, 9 — I_3/I_k (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{ш} = 50$ мм)

верхности металлической ванны. Т. е. по форме эквипотенциальных линий модели вблизи изделия можно спрогнозировать относительную неравномерность проплавления $\delta_{\text{пр}}$, а также относительную среднюю для поверхности изделия глубину проплавления $h_{\text{пр}}$.

На рис. 6 представлен пример расчета формы эквипотенциальных линий электростатических полей вблизи дна шлаковой ванны при подключении ТПК к источнику по схеме типа «П» и типа «Э». Как видим на рис. 6, а, вблизи дна шлаковой ванны (или на поверхности изделия) для схемы подключения типа «П» напряженность электрического поля у пристеночной области кристаллизатора выше, чем в центре изделия. Противоположное соотношение напряженностей мы видим при использовании схемы подключения типа «Э».

Относительная неравномерность проплавления $\delta_{\text{пр}}$ вычислялась по формуле:

$$\delta_{\text{пр}} = \frac{\sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (h_{\text{при}} - \overline{h_{\text{пр}}})^2}}{\overline{h_{\text{пр}}}},$$

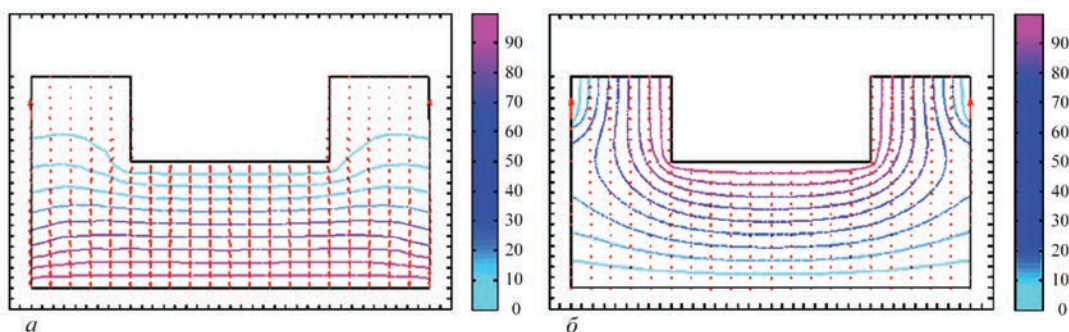


Рис. 6. Расчет формы эквипотенциальной линии электростатических полей вблизи дна шлаковой ванны при заглублении электрода $h_3 = 40$ мм и диаметре электрода $d_3 = 90$ мм для глубины шлаковой ванны $h_{\text{ш}} = 100$ мм; а — схема подключения типа «П»; б — схема подключения типа «Э»

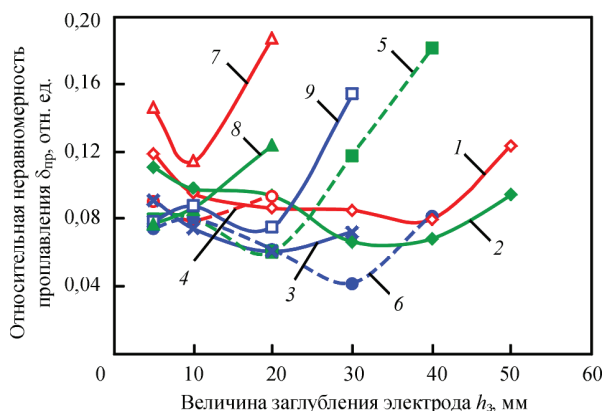


Рис. 7. Изменения относительной неравномерности проплавления $\delta_{\text{пр}}$ в зависимости от заглубления электрода h_3 при различных диаметрах электрода d_3 для разных глубин шлаковой ванны $h_{\text{ш}}$: 1, 2, 3 — $\delta_{\text{пр}}$ (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{\text{ш}} = 100$ мм); 4, 5, 6 — $\delta_{\text{пр}}$ (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{\text{ш}} = 70$ мм); 7, 8, 9 — $\delta_{\text{пр}}$ (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{\text{ш}} = 50$ мм)

где количество точек замеров вдоль диаметра кристаллизатора $n = 19$; $h_{\text{при}}$ — относительная глубина проплавления в i -ой точке замера, обратно пропорциональная расстоянию между соседними эквипотенциальными линиями по i -ой координате.

Из графиков на рис. 7 видно, что зависимости $\delta_{\text{пр}}$ от h_3 для различных диаметров электродов и глубин шлаковой ванны имеют экстремальный характер в исследуемом диапазоне изменений h_3 . Минимальное значение относительной глубины проплавления наблюдается для $d_3 = 130$ и $h_{\text{ш}} = 70$ мм при величине заглубления электрода в шлаковую ванну $h_3 = 30$ мм.

Графики изменения относительной средней глубины проплавления $\overline{h_{\text{пр}}}$ в зависимости от заглубления электрода h_3 при различных диаметрах электрода d_3 для разных глубин шлаковой ванны $h_{\text{ш}}$ представлены на рис. 8. Здесь мы наблюдаем, что при увеличении заглубления электрода в шлаковую ванну, т. е. при приближении его к изделию, средняя глубина проплавления изделия растет. Увеличение диаметра электрода, так же как и уменьшение глубины шлаковой ванны, приводит к увеличению средней глубины проплавления.

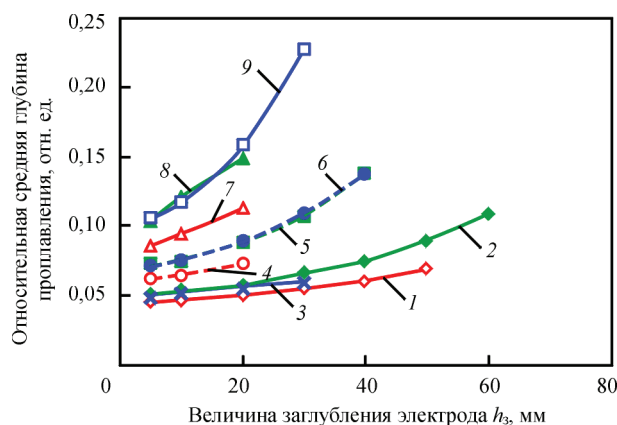


Рис. 8. Изменения относительной средней глубины проплавления $\overline{h_{\text{пр}}}$ в зависимости от заглубления электрода h_3 при различных диаметрах электрода d_3 для разных глубин шлаковой ванны $h_{\text{ш}}$: 1, 2, 3 — $\delta_{\text{пр}}$ (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{\text{ш}} = 100$ мм); 4, 5, 6 — $\delta_{\text{пр}}$ (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{\text{ш}} = 70$ мм); 7, 8, 9 — $\delta_{\text{пр}}$ (для $d_3 = 40, 90, 130$ мм, соответственно, при $h_{\text{ш}} = 50$ мм)

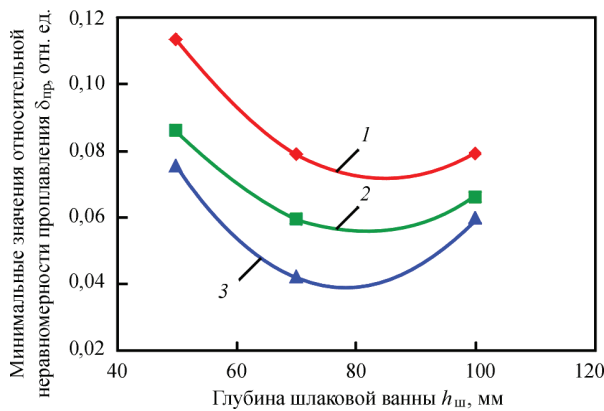


Рис. 9. Изменения минимальных значений относительной неравномерности проплавления $\delta_{пр}$ в зависимости от глубины шлаковой ванны $h_{ш}$ при различных диаметрах электрода $d_э$: 1, 2, 3 — $\delta_{пр}$ (для $d_э = 40, 90, 130$ мм, соответственно)

На рис. 9 представлены графики изменения минимальных значений относительной неравномерности проплавления $\delta_{пр}$ в зависимости от глубины шлаковой ванны $h_{ш}$ для разных диаметров электродов $d_э$. Из графиков следует, что оптимальная глубина шлаковой ванны лежит в диапазоне 70...80 мм, а наилучший показатель $\delta_{пр} = 0,04$ будет у процесса с электродом $d_э = 130$ мм.

Аналогичные вычислительные эксперименты проведены для ЭШН в ТПК по схеме подключения к источнику питания с «потенциальным» электродом (тип «Э») и с «потенциальным» кристаллизатором (тип «К»). Объем статьи не позволяет привести все полученные данные по этим экспериментам, поэтому приведем только обобщенные результаты:

1. При схеме подключения ТПК к источнику питания типа «Э» через электрод протекает наибольший ток, который равен сумме токов, протекающих через поддон и кристаллизатор. Таким образом, обеспечивается более эффективное по сравнению с подключением по схеме типа «П» плавление электрода и достаточный прогрев изделия. ЭШН с ТПК, подключенным по схеме «Э», будет иметь наибольшую производительность по сравнению с подключениями по схемам типа «П» и «К». Зависимость отношения тока поддона $I_{п}$ к току кристаллизатора $I_{к}$ от заглубления электрода $h_э$ имеет существенно нелинейный характер, приближающийся к экспоненциальному. Тем не менее, это обстоятельство не может повлиять на использование функций $h_э = F[I_{п}/I_{к}]$ для косвенного измерения величины заглубления и автоматического поддержания заданного значения этого параметра. Также как и при схеме подключения типа «П», при увеличении заглубления электрода в шлаковую ванну, т. е. при приближении его к изделию, средняя глубина проплавления изделия растет. Увеличение диаметра электрода, так же как и уменьшение глубины шлаковой ванны, при-

Расходуемая мощность при ЭШН для разных схем подключения

Расходуемая мощность, кВт	Тип схемы подключения		
	«П»	«Э»	«К»
$P_э$	99,950	99,950	99,950
ΣP	162,456	99,950	162,540
$\Sigma P/P_э$	1,63	1,0	1,63

водит к увеличению средней глубины проплавления. Оптимальная глубина шлаковой ванны, при которой неравномерность проплавления $\delta_{пр}$ минимальна, соответствует $h_э = 100$ мм, а наилучший показатель $\delta_{пр} = 0,06$ будет у процесса с диаметром электрода $d_э = 130$ мм.

2. Подключение ТПК к источнику питания по схеме типа «К» является менее распространенным на практике, так как ток, протекающий через кристаллизатор, является суммой токов электрода и поддона, из-за чего снижается эффективность плавления электрода и снижается роль поддона, прогревающего изделие. Зависимость отношения тока электрода $I_э$ к току поддона $I_{п}$ от заглубления электрода $h_э$ имеет ярко выраженный характер и может быть использована для косвенного измерения величины заглубления электрода в шлаковую ванну. Зависимости $\delta_{пр}$ от $h_э$ для схемы подключения ТПК к источнику питания типа «К» не обладают экстремальным характером, резко поднимаются при заглублении электрода, и значения $\delta_{пр}$ на порядок превышают значения, полученные для схем подключения «П» и «Э». При увеличении заглубления электрода в шлаковую ванну, т. е. при приближении его к изделию, средняя глубина проплавления изделия практически не изменяется. Увеличение диаметра электрода, так же как и уменьшение глубины шлаковой ванны, приводит к увеличению средней глубины проплавления. Оптимальная глубина шлаковой ванны для минимизации неравномерности проплавления $\delta_{пр}$ соответствует $h_э = 100$ мм, а наилучший показатель $\delta_{пр} = 0,5$ будет у процесса с диаметром электрода $d_э = 40$ мм.

3. В таблице приведены расчеты расходуемой мощности ΣP для ЭШН при $d_э = 90$ мм, $h_э = 20$ мм, $h_{ш} = 100$ мм для трех типов схем подключения, при условии, что на электроде для всех рассматриваемых случаев расходуется одинаковая мощность $P_э = 99,950$ кВт. Из расчетов видно, что процесс при подключении по схемам типа «П» и «К» потребляет примерно в 1,6 раза больше мощности, чем при схеме типа «Э».

Моделирование двухконтурной схемы питания ТПК при схеме подключения с «потенциальным» поддоном (тип «П»). Использование двух источников питания для проведения процесса ЭШН с ТПК считается менее экономичным и

более громоздким, чем питание одним источником. Однако использование двухконтурной схемы питания ТПК в некоторых случаях может привести к улучшению показателей проплавления изделия.

При моделировании двухконтурной схемы питания ТПК рассматривалась ситуация, когда изменяется напряжение электрода относительно напряжения кристаллизатора. При этом напряжение кристаллизатора остается неизменным. В этом случае исследуем изменения относительной средней неравномерности проплавления $\delta_{пр}$ при гипотетическом переходе схемы питания от схемы типа «П» к схеме типа «К», а именно — изменение $\delta_{пр}$ при увеличении роли кристаллизатора в проплавлении изделия.

На рис. 10 приведена двухконтурная схема питания ТПК. Напряжение на кристаллизаторе относительно поддона $U1$ в расчетах остается неизменным, а напряжение на электроде относительно поддона $U2$ постепенно уменьшается от значения равного $U1$, т.е. $U1/U2 = 1$, до значения $U1/U2 = 4$.

Расчетные графики изменения относительной неравномерности проплавления $\delta_{пр}$ в зависимости от заглубления электрода h_3 при различных соотношениях напряжений на кристаллизаторе и электроде $U1/U2$ при диаметре электрода $d_3 = 90$ мм и глубине шлаковой ванны $h_{ш} = 100$ мм представлены на рис. 11.

Из рис. 11 видно, что в исследуемом диапазоне величины заглубления электрода наилучшие показатели $\delta_{пр}$ будут при равенстве $U1$ и $U2$. При равенстве $U1$ и $U2$ двухконтурная схема является практически одноконтурной. Однако при заглублении электрода более чем на 45 мм и соотношении $U1/U2 = 1,5$ двухконтурная схема имеет более низкие значения показателя $\delta_{пр}$, чем при одноконтурной схеме подключения.

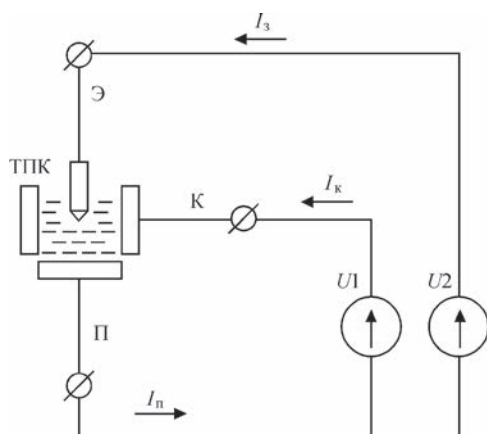


Рис. 10. Двухконтурная схема питания ТПК: Э, К и П — клеммы для подключения к электроду, токоведущей секции кристаллизатора и поддону, соответственно; I_3 , I_k и I_p — ток электрода, ток кристаллизатора и ток поддона, соответственно; источники постоянного тока с напряжениями $U1$ и $U2$, соответственно

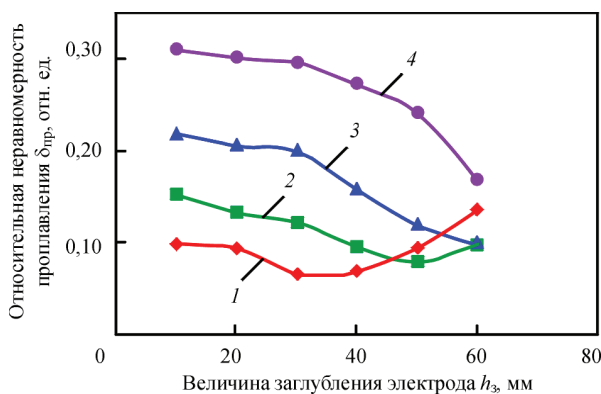


Рис. 11. Изменения относительной неравномерности проплавления $\delta_{пр}$ в зависимости от заглубления электрода h_3 при различных соотношениях напряжений на кристаллизаторе и электроде $U1/U2$ при диаметре электрода $d_3 = 90$ мм и глубине шлаковой ванны $h_{ш} = 100$ мм: 1 — $U1/U2 = 1$; 2 — 1,5; 3 — 2,33; 4 — 4

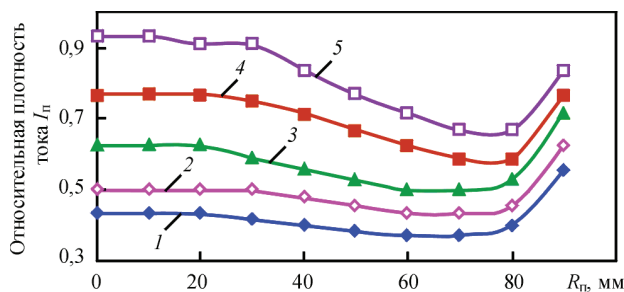


Рис. 12. Распределение относительной плотности тока I_p вдоль диаметра изделия R_p для разных величин заглубления электрода h_3 диаметром $d_3 = 90$ мм (схема подключения типа «Э»): 1 — $h_3 = 10$ мм, 2 — 20, 3 — 30, 4 — 40, 5 — 50

Расчеты параметров электростатического поля вблизи дна шлаковой ванны позволили получить представление о его форме. Для примера на рис. 12 представлено расчетное распределение относительной плотности тока I_p вдоль диаметра изделия R_p для разных величин заглубления электрода h_3 диаметром $d_3 = 90$ мм (схема подключения типа «Э»). Распределение плотности тока поддона определяет форму дна металлической ванны.

Обобщение результатов вычислительного эксперимента.

1. С помощью вычислительного эксперимента установлено, что основные показатели наплавки электродом большого сечения (глубина и равномерность проплавления) определяются как технологическими параметрами (диаметр электрода и его заглубление в шлаковую ванну различной глубины, количество источников питания и схема подключения к ним ТПК), так и соответствующими этим параметрам контролируемыми электрическими показателями процесса.

2. Подтверждено, что значения I_3/I_k для схемы типа «П», I_p/I_k для схемы типа «Э» и I_3/I_k для схемы типа «К», которые могут быть получены расчетным путем в процессе наплавки, соответствуют такому важному параметру, как величина

заглубления электрода. Автоматическое поддержание заданного значения величины заглубления электрода обеспечит необходимую равномерность и глубину проплавления изделия.

3. Проведен сравнительный анализ трех типов схем подключения ТПК к источнику питания, который выявил, что схема питания типа «П» обеспечивает наименьшую неравномерность проплавления при минимальной глубине проплавления изделия, а схема типа «Э» обеспечивает хорошее плавление электрода, т. е. повышенную производительность процесса при приемлемой неравномерности и глубине проплавления изделия. Это дает основание при ЭШН с ТПК на начальной стадии процесса использовать схему типа «П», а затем схему типа «Э». Переключение схем следует проводить автоматически.

4. Анализ модели с двухконтурной схемой подключения не показал особых преимуществ по качеству проплавления с процессом, использующим одноконтурную схему питания ТПК.

Список литературы

1. Троянский А. А., Рябцев А. Д., Самборский М. В., Мастебан В. Ю. (2002) Использование измерительной информационной системы для исследования процесса ЭШП. *Металл и литье Украины*, **7** 8, 25–26.
2. Троянский А. А., Рябцев А. Д., Мастебан В. Ю. и др. (2004) Косвенные методы контроля технологических параметров ЭШП на базе использования гармонического состава тока и напряжения переплава. *Тезисы докладов международной научной конференции «Современные проблемы теории и практики производства качественной стали»*, Приазовский государственный технический университет, г. Мариуполь, 8–10 сентября 2004 г., сс. 80–82.
3. Троянский А. А., Рябцев А. Д., Мастебан В. Ю. и др. (2005) Использование методов моделирования токораспределения как базы для разработки технологии получения высококачественных слитков методом КЭШП. *Металлургические процессы и оборудование*, **2**, 25–27.
4. Махненко В. И., Демченко В. Ф., Тарасевич Н. И., Крикент И. В. (1985) Расчетная система для исследования

токораспределения в шлаковой ванне. *Пробл. спец. электрометаллургии*, **1**, 14–19.

5. Томиленко С. В., Кусков Ю. М. (2000) Регулирование и стабилизация глубины проплавления основного металла при электрошлаковой наплавке в токоподводящем кристаллизаторе. *Сварочное производство*, **9**, 32–35.
6. Томиленко С. В., Кусков Ю. М. (1999) Энергетические особенности электрошлакового процесса в токоподводящем кристаллизаторе. *Автоматическая сварка*, **2**, 51–53.
7. Шмелев В. Е. Partial Differential Equations Toolbox. *Инструментарий решения дифференциальных уравнений в частных производных*. Электронная версия, <http://matlab.exponenta.ru/pde/book1/index.php>.
8. Говорков В. А. (1968) *Электрические и магнитные поля*. Изд. 3-е. Москва, Энергия.

References

1. Troyansky, A.A., Ryabtsev, A.D., Samborsky, M.V., Mastepan, V.Yu. (2002) Application of measuring information system for investigation of ESR process. *Metall i Litio Ukrainu*, **7** 8, 25–26 [in Russian].
2. Troyansky, A.A., Ryabtsev, A.D., Mastepan, V.Yu. (2004) Indirect methods for control of ESR technological parameters based on application of harmonic composition of current and voltage of remelting. In: *Abstr. of Papers of Int. Scient. Conf. on Modern Problems of Theory and Practice of Quality Steel Production (Mariupol, 8-10 September 2004)*. Priazov. STU, pp. 80–82 [in Russian].
3. Troyansky, A.A., Ryabtsev, A.D., Mastepan, V.Yu. et al. (2005) Application of method of current distribution modeling as the base for development of technology of high-quality ingots by CESR method. *Metallurg. Protsessy i Oborudovanie*, **2**, 25–27 [in Russian].
4. Makhnenko, V.I., Demchenko, V.F., Tarasevich, N.I., Krikent, I.V. (1985) Calculation system for investigation of current distribution in slag pool. *Problemy Spets. Elektrometallurgii*, **1**, 14–19 [in Russian].
5. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (2000) Regulation and stabilization of base metal depth penetration in electros slag surfacing in current-supplying mold. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 32–35 [in Russian].
6. Tomilenko, S.V., Kuskov, Yu.M. (1999) Power features of electros slag process in current-supplying mold. *Avtomatic. Svarka*, **2**, 51–53 [in Russian].
7. Shmelev, V.E. Partial differential equations toolbox. Toolbox for solution of differential equations in partial derivatives [in Russian]. <http://matlab.exponenta.ru/pde/book1/index.php>
8. Govorkov, V.A. (1968) *Electric and magnetic fields*. 3rd Ed. Moscow, Energiya [in Russian].

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ТА ЕЛЕКТРИЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ЕШН В СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ НА ШВИДКІСТЬ ПЛАВЛЕННЯ ЕЛЕКТРОДА І ПРОПЛАВЛЕННЯ ОСНОВНОГО МЕТАЛУ

В. Г. СОЛОВІЙОВ, Ю. М. КУСКОВ

ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Проведено обчислювальний експеримент, який показав, що контрольовані електричні показники процесу ЕШН можна використовувати для регулювання форми металевої ванни і швидкості плавлення електрода. Визначено залежності між величиною заглиблення електрода в шлакову ванну, середньою глибиною проплавлення виробу і рівномірністю проплавлення основного металу щодо середньої глибини проплавлення. Запропоновано спосіб розрахунку величини заглиблення електрода в шлакову ванну по співвідношенню струмів в ТПК. Проведено порівняльний аналіз трьох типів одноконтурних схем підключення кристалізатора до джерела живлення і запропоновано оптимальну схему для необхідних критеріїв якості наплавлення. Бібліогр. 8, табл. 1, рис. 12.

Ключові слова: струмопідвідний кристалізатор, експеримент, автоматизація, металева ванна, регулювання, проплавлення, піддон, електрод, провідність, схема живлення

INFLUENCE OF PROCESS AND ELECTRICAL PARAMETERS OF ESS IN CURRENT-SUPPLYING MOULD ON ELECTRODE MELTING RATE AND PENETRATION OF BASE METAL

V. G. SOLOVJEV, Yu. M. KUSKOV

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

A computational experiment was conducted which showed that the controlled electrical parameters of the process can be used to regulate the shape of the metal pool and electrode melting rate. Dependencies between the depth of electrode immersion into the slag pool, average depth of item penetration and uniformity of item penetration relative to average penetration depth were determined. A method was proposed for computation of the depth of electrode immersion into the slag pool by the ratio of currents in CSM. Comparative analysis of the three types of single-loop circuits of the mould connection to the power source was performed, and an optimum circuit for the required criteria of surfacing quality was proposed. 8 Ref., 1 Tabl., 12 Fig.

Keywords: current-supplying mould, experiment, automation, metal pool, regulation, penetration, bottom plate, electrode, conductivity, power circuit

Поступила в редакцию 30.03.2018



Издается с 1948 года

ISSN 0005-111X

www.patonpublishinghouse.com

Сварка и родственные технологии

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» (подписной индекс 70031) можно оформить через редакцию журнала с любого месяца и на любой срок, включая выпуски журналов прошлых лет.

Тел./факс: (38044) 200-82-77

Издательский Дом «Патон»

Предлагаем отпечатать Вашу статью, опубликованную в журнале «Автоматическая сварка» и на английском языке в журнале «The Paton Welding Journal», отдельным оттиском определенного тиража.

Оттиск статьи может быть оформлен в соответствии с пожеланиями. Размещение рекламы в нем также возможно.

Для получения дополнительной информации просьба обращаться в редакцию журнала: 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича 11, тел./факс: (38044) 200-82-77.
journal@paton.kiev.ua, www.patonpublishinghouse.com



АЛГОРИТМ «СЛЕЖЕНИЯ» ЗА ЛИНИЕЙ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ТАНДЕМНОЙ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Г. А. ЦЫБУЛЬКИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Основная трудность, возникающая при решении проблемы автоматического «слежения» за линией свариваемого соединения при тандемной дуговой сварке, связана с измерением в процессе сварки боковых отклонений от этой линии каждого из электродов, расположенных вблизи друг от друга. Кроме того, наряду с боковой коррекцией движения электродов, отклоняющихся от линии свариваемого соединения, появляется необходимость в угловой коррекции горелки, которая обеспечивала бы «параллельность» между линией свариваемого соединения и линией, соединяющей электроды. Предложен подход решения указанной проблемы, основанный на использовании электродуговых методов измерения и применении рекуррентных процедур линейной и угловой коррекции движения сварочной горелки. В статье приведены результаты компьютерного моделирования. Библиогр. 7, рис. 3.

Ключевые слова: тандемная дуговая сварка, адаптивное управление, дуговые сенсоры, рекуррентные алгоритмы коррекции

Среди различных сварочных технологий, используемых в промышленном производстве, весьма перспективной считается сварка двумя последовательными дугами в защитном газе (Tandem Welding), характеризующаяся более высокой производительностью и лучшим качеством сварных соединений по сравнению с традиционной сваркой одной дугой [1]. Расположение электродов один за другим удлиняет сварочную ванну. Это, согласно [1], обеспечивает более эффективную дегазацию, приводящую к уменьшению пористости шва, и улучшает его механические характеристики.

Вместе с тем очевидно, что при всех достоинствах тандемной дуговой сварки хорошего качества сварных соединений можно достичь лишь при условии, что в процессе сварки оба электрода осуществляют движение по линии свариваемого соединения. Если же в силу тех или иных причин один или оба электрода отклоняются от указанной линии, и если эти отклонения превышают допустимую величину, то в сварочном шве будут образовываться подрезы и другие недопустимые дефекты.

При роботизированной дуговой сварке одним электродом эту проблему удастся решить, используя адаптивное управление движением [2], под которым понимается управление движением сварочной горелки в функции от контролируемых параметров внешней среды, в частности, от изменения пространственного положения свариваемого соединения. Информацию о боковом отклонении электрода от линии свариваемого соединения предоставляют специальные сенсорные устройства. На основании этой информации при необходимости

производится коррекция заданного движения сварочной горелки. В результате осуществляется как бы «слежение» сварочной горелкой за линией свариваемого соединения.

В случае же тандемной дуговой сварки обеспечение режима «слежения» наталкивается на определенные трудности, связанные с тем, что слишком малое расстояние между двумя электродами (10...12 мм) затрудняет прямое измерение бокового отклонения каждого электрода в отдельности от линии свариваемого соединения с помощью существующих сенсорных устройств. Кроме того, из-за фиксированного положения электродов относительно друг друга в сварочной горелке появляются определенные сложности в обеспечении «параллельности» между линией, соединяющей эти электроды, и линией свариваемого соединения в условиях, когда линия свариваемого соединения может деформироваться непосредственно в процессе сварки.

Судя по материалам, размещенным на сайтах известных зарубежных фирм (см., например [3]), интерес к рассматриваемой проблеме неизменно растет. В частности, фирмой Kobe Steel разработан специальный «сенсор двойной дуги», используемый для слежения при тандемной дуговой сварке. В настоящей статье предлагается несколько иной подход к проблеме «слежения», заключающийся в использовании обычных дуговых сенсоров и применении рекуррентных алгоритмов для коррекции текущего положения горелки.

1. Определение отклонений. На рис. 1. изображена схема возможного расположения электродов E_1 и E_2 относительно осевой линии свариваемого соединения (отмечена на рисунке цифрой 1). Через ε_1 и ε_2 обозначены боковые отклонения

электродов от указанной линии. Штриховой линией показан отрезок d , соединяющий электроды E_1 и E_2 . Расположение электродов в сварочной горелке фиксировано.

Как упоминалось выше, прямое измерение боковых отклонений ε_1 и ε_2 связано с большими техническими трудностями. В то же время известно [4–8], что при сварке угловых, тавровых и нахлесточных соединений, а также соединений с V-образной разделкой кромок информацию об отклонениях ε_1 и ε_2 можно получить косвенным путем, используя дуговые сенсоры (Arc Sensors). В качестве чувствительного элемента этих сенсоров выступает сама сварочная дуга. Теория и принципы построения дуговых сенсорных систем для сварочных роботов изложены в монографии [8].

Особенностью дуговых сенсоров является то, что они позволяют определять текущее отклонение конца электрода от линии свариваемого соединения по результатам изменения сварочного тока. Значит, для определения боковых отклонений ε_1 и ε_2 с помощью дуговых сенсоров достаточно располагать лишь датчиками сварочных токов. Если сварочные токи i_1 и i_2 (или их отклонения $\delta_1 = i_1 - i_{n1}$ и $\delta_2 = i_2 - i_{n2}$ от своих номинальных значений i_{n1} , i_{n2}) измерять в крайних положениях горелки при ее поперечных колебательных движениях, то, согласно [8], искомые отклонения ε_1 и ε_2 можно определить расчетным путем по следующим формулам:

$$\varepsilon_1 = \frac{\delta_{1R} - \delta_{1L}}{\delta_{1R} + \delta_{1L}}(s - vT_w), \quad (1)$$

$$\varepsilon_2 = \frac{\delta_{2R} - \delta_{2L}}{\delta_{2R} + \delta_{2L}}(s - vT_w). \quad (2)$$

Здесь индексами R и L отмечены значения δ_1 и δ_2 в крайнем правом и, соответственно, в крайнем левом положениях электродов относительно линии свариваемого соединения; s — половина расстояния между крайними положениями электродов; v — абсолютное значение скорости поперечного движения сварочной горелки, а параметр T_w , характеризующий динамические свойства процессов, протекающих в сварочном контуре, определяется по формуле

$$T_w = \frac{R_w}{EM},$$

где R_w — общее сопротивление сварочного контура; E — напряженность электрического поля в столбе дуги; M — параметр, характеризующий электрические, теплофизические и геометрические свойства плавящегося электрода. (Предполагается, что оба сварочных контура идентичны.)

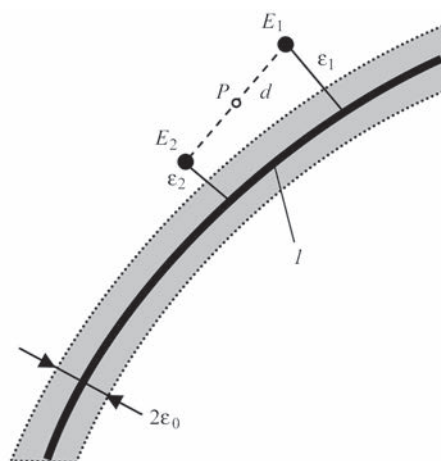


Рис. 1. Схема расположения электродов относительно свариваемого соединения (обозначения см. в тексте)

Итак, во многих практически важных случаях боковое отклонение каждого электрода в отдельности при тандемной дуговой сварке может быть определено по измерениям сварочных токов, протекающих по этим электродам, с последующим вычислением по формулам (1) и (2).

2. Коррекция движения сварочной горелки.

Задача боковой коррекции движения сварочной горелки состоит в устранении (непосредственно в процессе сварки) наметившихся отклонений ε_1 и ε_2 . Иначе говоря, задача состоит в обеспечении движения электродов E_1 и E_2 внутри «полоски» заданной ширины $2\varepsilon_0$ (рис. 1), осевой линией которой является линия свариваемого соединения.

Здесь следует обратить внимание на то, что, в отличие от сварки одной дугой, корректировать необходимо не только положение электродов E_1 и E_2 , но и ориентацию линии, соединяющей эти электроды, относительно линии свариваемого соединения.

Математически задачу коррекции сформулируем в форме следующих требований:

$$\frac{|\varepsilon_1 + \varepsilon_2|}{2} \leq \varepsilon_0,$$

$$\frac{\varepsilon_1 - \varepsilon_2}{d} \leq \sin \phi_0,$$

где ϕ_0 — допустимое значение угла между отрезком d и касательной к линии свариваемого соединения.

Сформулированная задача может быть интерпретирована как задача стабилизации движения жестко связанных между собой электродов E_1 и E_2 внутри заданной «полоски». При такой постановке задачи алгоритмы стабилизации удобно строить в виде рекуррентных соотношений

$$u(k+1) = u(k) + \Delta u(k+1), \quad (3)$$

$$q(k+1) = q(k) + \Delta q(k+1), \quad k = 0, 1, 2, \dots, \quad (4)$$

В этих соотношениях $u(k)$ — положение точки P , расположенной в середине отрезка d (см. рис. 1), относительно линии свариваемого соединения; $q(k) = \operatorname{tg}\varphi(k)$, где $\varphi(k)$ — угол между отрезком d и касательной к линии свариваемого соединения; k — индекс, указывающий на момент времени kT_0 , где T_0 — шаг дискретизации по времени;

$$\Delta u(k+1) = \begin{cases} -\varepsilon_0, & (\varepsilon(k) > \varepsilon_0), \\ \varepsilon_0, & (\varepsilon(k) < -\varepsilon_0), \\ 0, & (|\varepsilon(k)| \leq \varepsilon_0), \end{cases} \quad (5)$$

$$\Delta q(k+1) = \begin{cases} -\mu_0, & (\mu(k) > \mu_0), \\ \mu_0, & (\mu(k) < -\mu_0), \\ 0, & (|\mu(k)| \leq \mu_0). \end{cases} \quad (6)$$

В (5) и (6) введены следующие обозначения: μ_0 — заданное число, характеризующее допустимую степень «непараллельности» между отрезком d и касательной к линии свариваемого соединения;

$$\varepsilon(k) = \frac{|\varepsilon_1(k) + \varepsilon_2(k)|}{2},$$

$$\mu(k) = \operatorname{tg}\varphi(k) - y'(k),$$

где $y' = dy/dx$ — угловой коэффициент касательной к линии свариваемого соединения, описываемой выражением $y = y(x)$.

Под воздействием $\Delta u(k+1)$ осуществляется «смещение» электродов E_1 и E_2 (как единого целого) по нормали к линии свариваемого соединения, а под воздействием $\Delta q(k+1)$ выполняется поворот сварочной горелки относительно точки P , обеспечивающий «параллельность» между отрезком d и касательной к линии свариваемого соединения.

Из выражений (1)–(6) видно, что стабилизация движения сварочной горелки в заданной «полоске» происходит достаточно просто. Сначала по результатам измерений δ_{1R} , δ_{1L} , δ_{2R} , δ_{2L} на каждом такте k вычисляются боковые отклонения $\varepsilon_1(k)$ и $\varepsilon_2(k)$ по формулам (1) и (2). Затем в соответствии с логическими функциями (5) и (6) определяются корректирующие воздействия Δu и Δq . После этого на такте $(k+1)$ производится коррекция положения сварочной горелки по законам (3) и (4).

3. Результаты компьютерного моделирования. Проиллюстрируем эффективность алгоритмов автоматической коррекции (3) и (4) на конкретном примере (рис. 2). Пусть линия свариваемого соединения, по которой планируется перемещать электроды в процессе сварки, задана в декартовых координатах уравнениями в параметрической форме $x = v_w t$, $y_1 = a$, $t = \{0, t_*\}$. Здесь

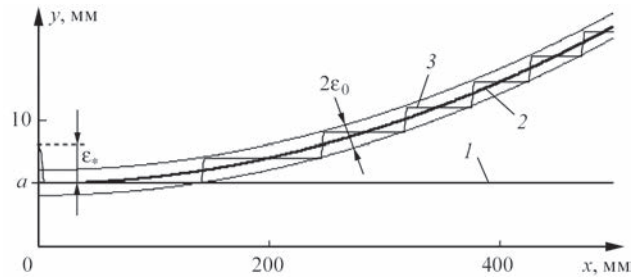


Рис. 2. Результаты моделирования коррекции положения электродов (точки P) относительно линии свариваемого соединения (обозначения см. в тексте)

$v_w = \text{const}$ — скорость перемещения сварочной горелки вдоль свариваемого соединения; a — константа; $t_* = l/v_w$, где l — длина заданной линии (на рис. 2 эта линия обозначена цифрой 1).

Предположим, что линия 1 в процессе сварки по тем или иным причинам деформируется и принимает форму линии, помеченной цифрой 2. Аппроксимируем эту линию уравнениями $x = v_w t$, $y_2 = a + bx^2$, в которых b — положительный коэффициент. При этом будем полагать, что точка P , расположенная в середине отрезка d (см. рис. 1), до начала сварки находилась на расстоянии ε_* от линии свариваемого соединения, а угол между отрезком d и касательной к кривой $y_2 = a + bx^2$ равен φ_* .

Цифрой 3 на рис. 2 обозначена кривая $u(x)$, представляющая собой «след» перемещающейся сварочной горелки (точки P) в результате коррекции ее движения на основе алгоритма (3). При моделировании корректирующего управления использовались следующие значения параметров: $v_w = 12$ мм/с; $l = 500$ мм; $d = 10$ мм; $a = 5$ мм; $\Delta l = 1$ мм; $b = 4 \cdot 10^{-5}$ /мм; $\varepsilon_0 = 1$ мм; $\varepsilon_* = 7$ мм; $\operatorname{tg}\varphi_* = 0,1$; $T_0 = \Delta l/v_w = 0,08$ с.

Из рис. 2 видно, что хотя линия соединения 2 существенно не совпадает с программно заданной линией 1, тем не менее, благодаря корректирующему управлению движение характерной точки P в установившемся режиме происходит вблизи линии 2, т. е. внутри «полоски» с заданной шириной $2\varepsilon_0$.

Одновременно с коррекцией положения сварочной горелки относительно линии свариваемого соединения происходит ее угловая коррекция путем поворота вокруг точки P в соответствии с алгоритмом (4). На рис. 3 представлены результаты моделирования угловой коррекции. В качестве углового коэффициента $\operatorname{tg}\varphi_*$, характеризующего наклон отрезка d к линии свариваемого соединения до начала сварки, взято число 0,1 (штриховая линия).

Линия, обозначенная цифрой 1, представляет собой график функциональной зависимости $y'_2(x) = 2bx$, а кривая 2, полученная в результате угловой коррекции движения горелки, есть не

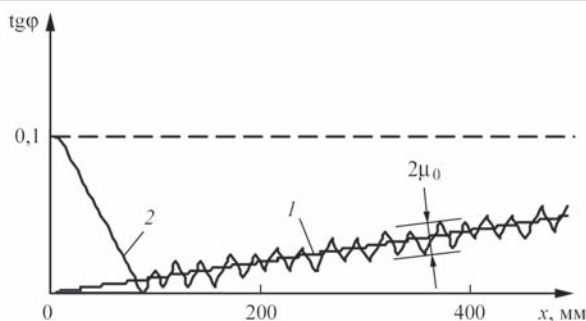


Рис. 3. Результаты моделирования коррекции наклона отрезка d относительно касательной к линии свариваемого соединения

что иное как графическое изображение изменения углового коэффициента $\text{tg}\varphi(x)$, стремящегося к линии $y'_2(x)$.

Из анализа этих кривых следует, что корректирующее управление поворотом сварочной горелки приводит к тому, что отклонение углового коэффициента $\text{tg}\varphi(x)$ отрезка d от углового коэффициента касательной к линии свариваемого соединения $y'_2(x)$ в установившемся режиме не превышает наперед заданной величины μ_0 .

Итак, общее заключение, к которому мы приходим, состоит в том, что благодаря использованию дуговых сенсоров в качестве источника текущей информации об отклонениях электродов от линии свариваемого соединения, и применению рекуррентных процедур коррекции движения сварочной горелки, управление тандемной дуговой сваркой приобретает адаптивные свойства. Особенность его заключается в том, что корректируются в процессе сварки не только положения электродов (как единого целого), но и их ориентация относительно линии свариваемого соединения, что обеспечивает высокую точность движения электродов вдоль свариваемого соединения. Создаются тем самым предпосылки к обеспече-

нию достаточно высоких технологических показателей, присущих тандемной дуговой сварке.

Список литературы

1. Дилтай У., Штайн Л., Вёсте К., Райх Ф. (2003) Состояние и перспективы применения высокоэффективных сварочных технологий. *Автоматическая сварка*, **10-11**, 151-157.
2. Цыбулькин Г.А. (2014) *Адаптивное управление в дуговой сварке*. Киев, Сталь.
3. Сайт фирмы Kobe Steel http://www.kobelco.co.jp/english/welding/files/KWT_2012_2TH.pdf.
4. Акулов Л. М., Буховец Т. К., Столович А. Ю. (2001) Система слежения за линией сварного шва по дуге. *Второй Международный симпозиум «Сварка и родственные технологии»*. Минск, Беларусь, сс.136-137.
5. Долиненко В. В. (1989) Оценка и управление положением горелки с использованием электрических параметров сварочной дуги. *Автореф. дис. ... канд. техн. наук*. Киев.
6. Yongyi A., Li Y. (1991) Arc Sensor used in MIG/MAG weld tracking. *Trans. China Welding Inst.*, **12**, **3**, 155-160.
7. Sugitani Y. (2000) Making Best Use of the Arc Sensor. *J. of the Jap. Weld. Soc.*, **69**, **2**, 46-50.
8. Цыбулькин Г.А. (2011) *Дуговые сенсорные системы для сварочных роботов*, Киев, Сталь.

References

1. Dilthey, U., Stein, L., Woeste, K., Reich, F. (2003) Latest development and trends in high-efficient welding technologies. *The Paton Welding J.*, **10-11**, 146-152.
2. Tsybulkin, G.A. (2014) *Adaptive control in arc welding*. Kiev, Stal [in Russian].
3. Kobe Steel Company. http://www.kobelco.co.jp/english/welding/files/KWT_2012_2TH.pdf
4. Akulov, L.M., Bukhovets, T.K., Stolovich, A.Yu. (2001) System of weld line tracking by arc. In: *Proc. of 2nd Int. Symp. on Welding and Related Technologies (Minsk, Belarus)*, 136-137 [in Russian].
5. Dolinenko, V.V. (1989) Evaluation and control of torch position using electric parameters of welding arc. In: *Syn. of Thesis for Cand. of Techn. Sci. Degree*. Kiev [in Russian].
6. Yongyi, A., Li, Y. (1991) Arc sensor used in MIG/MAG weld tracking. *Trans. China Welding Inst.*, **12**(3), 155-160.
7. Sugitani, Y. (2000) Making best use of the arc sensor. *J. of the Jap. Weld. Soc.*, **69**(2), 46-50.
8. Tsybulkin, G.A. (2011) *Arc sensor systems for welding robots*. Kiev, Stal [in Russian].

АЛГОРИТМ «СТЕЖЕННЯ» ЗА ЛІНІЄЮ З'ЄДНАННЯ ПРИ ТАНДЕМНОМУ ДУГОВОМУ ЗВАРЮВАННІ

Г. О. ЦИБУЛЬКІН

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Основна складність, яка виникає при вирішенні проблеми автоматичного «стеження» за лінією зварного з'єднання при тандемному дуговому зварюванні, пов'язана з вимірюванням в процесі зварювання бічних відхилень від цієї лінії кожного з електродів, розташованих поблизу один від одного. Крім того, поряд з бічною корекцією руху електродів, що відхиляються від лінії зварного з'єднання, з'являється необхідність в кутовій корекції пальника, яка забезпечувала б «паралельність» між лінією зварного з'єднання і лінією, що з'єднує електроди. Запропоновано підхід до розв'язання зазначеної проблеми, заснований на використанні електродугових методів вимірювання та застосуванні зворотніх процедур лінійної і кутової корекції руху зварювального пальника. В статті наведено результати комп'ютерного моделювання. Бібліогр. 7, рис. 3.

Ключові слова: тандемне дугове зварювання, адаптивне управління, дугові сенсори, рекуррентні алгоритми корекції

ON SOLUTION OF PROBLEM OF JOINT TRACKING IN TANDEM ARC WELDING

G. A. TSYBULKIN

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.
E-mail:office@paton.kiev.ua

The main difficulty, appearing in solution of the problem of automatic «tracking» of a welded joint line in tandem arc welding, is related with measurement of side deviations from this line of each of electrodes located close to each other in process of welding. Besides, together with side correction of movement of the electrodes, deviating from the welded joint line, there is a need in angular correction of a torch. It would provide «parallelism» between welded joint line and line joining the electrodes. A new solution was proposed to solve the indicated problem based on application of electric-arc methods of measurements and application of recurrent procedures of linear and angular correction of welding torch movement. The results of computer modelling are given in the paper. 7 Ref. , 3 Fig.

Keywords: tandem arc welding, adaptive control, arc sensors, recurrent correction algorithms

Поступила в редакцию 25.04.2018

СЕРТИФИКАТ

Компания ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» получила на трехлетний период Сертификат одобрения производителя сварочных материалов в соответствии с VdTUV-Merkblatt Schweißtechnik 1153:2012.

В Сертификате отмечено, что компания ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» предоставила неопровержимые доказательства соответствующего применения своих цеховых процедур по гарантированию качества производимых сварочных материалов. Инспекция была проведена представителем TÜV Rheinland Industrie Service GmbH.

Получение сертификата — еще один важный шаг по расширению поставок порошковых проволок отечественного производства на зарубежные рынки.



Электроды ПАТОН™ сертифицированы для продажи в Европе

Опытным заводом ИЭС им. Е.О. Патона успешно завершен процесс сертификации сварочных электродов ПАТОН™ для рынка Европы.

Наличие сертификата CE юридически подтверждает тот факт, что качество, рабочие характеристики, экологичность и безопасность электродов ПАТОН™ соответствуют всем необходимым требованиям со стороны европейского рынка и предоставляет возможность Заводу беспрепятственно поставлять данную продукцию в 25 стран Единой Экономической Зоны, а также в страны, признающие европейскую сертификацию.

Получение сертификата CE — еще один важный этап реализации стратегии ОЗСО ИЭС им. Е.О. Патона по развитию бренда и расширению поставок высококачественных сварочных материалов отечественного производства на зарубежные рынки.



СОВРЕМЕННЫЕ СПОСОБЫ ПОЛУЧЕНИЯ ТРЕХСЛОЙНЫХ ПАНЕЛЕЙ ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ (Обзор)

Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Трехслойные панели с периодическим ячеистым наполнителем из алюминиевых сплавов являются перспективными для применения в изделиях аэрокосмической техники, наземном и водном транспорте. Уникальность конструкции трехслойных панелей заключается в том, что при относительно небольшой массе они характеризуются высокими значениями прочности и жесткости. В работе рассмотрены основные типы трехслойных панелей, конструктивные особенности изготовления наполнителей, методы соединения полос сотового наполнителя между собой, а также элементов трехслойной панели в единую конструкцию. Целью представленного обзора является анализ современных способов получения трехслойных панелей из сплавов алюминия. Анализ литературных данных показал, что наиболее широкое распространение получили такие способы соединения элементов трехслойных панелей, как склеивание и пайка. Однако основными их недостатками является увеличение массы конструкции за счет применения клея или припоя. Для сварки трехслойных панелей перспективно применение диффузионной сварки при изготовлении сотового наполнителя из более прочного титанового сплава или применение специализированной оснастки, позволяющей ограничить степень пластической деформации конструкции. Библиогр. 28, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, трехслойные панели, наполнитель, склеивание, пайка, сварка

Трехслойные панели нашли широкое распространение в самолето-, судостроении, строительстве и других отраслях промышленности вследствие своих уникальных свойств, а именно при относительно небольшой массе эти конструкции характеризуются высокими значениями прочности и жесткости, кроме того они имеют хорошие вибрационные и радиотехнические характеристики, звуко- и теплоизоляционные свойства.

Под термином «трехслойная панель» следует понимать конструкцию, состоящую из двух тонких обшивок (несущих слоев) с помещенным между ними наполнителем (рис. 1) [1].

Уникальность трехслойных панелей заключается в том, что обшивки, усиленные наполнителем, воспринимают высокие напряжения сжатия, превышающие предел упругости материала. В результате разнесения несущих слоев на некоторое расстояние друг от друга, за счет применения наполнителя, достигается значительное отношение жесткости конструкции к ее массе.

Заполнитель, применяемый в трехслойных панелях, можно разбить на следующие группы:

- сплошной из однородного материала;
- сплошной из анизотропного материала;
- облегченный (перфорированный);
- ребристые конструкции.

Разработаны также конструкции трехслойных панелей с гофрированным (рис. 2) и сотовым наполнителями (рис. 3).

Одной из основных характеристик наполнителя является его плотность. Плотность наполнителя

определяется массой материала и объемом, который он занимает между несущими слоями. Плотность наполнителя влияет на массу трехслойной конструкции, на величину прочности и жесткости наполнителя.

В случае применения сотового наполнителя из металла его плотность зависит от формы ячейки, ширины стенки (границы) и ее толщины, плотности материала, из которого сделан наполнитель и метода изготовления наполнителя [2]:

$$\rho_o = k_b(\delta_c/a_c)\rho_m,$$

где k_b — коэффициент, учитывающий формообразование ячейки; δ_c — толщина стенки одинарной грани ячейки; a_c — ширина стенки соты; ρ_m — плотность материала наполнителя.

Плотность сотового наполнителя с шестигранной ячейкой при условии, что $a_c = \delta_c$, $\beta = 60^\circ$ можно определить по формуле

$$\rho_o = 1,54(\delta_c/a_c)\rho_m.$$

Трехслойные панели, особенно с сотовым наполнителем, используются в конструкциях космических аппаратов, а также в самолетах различных

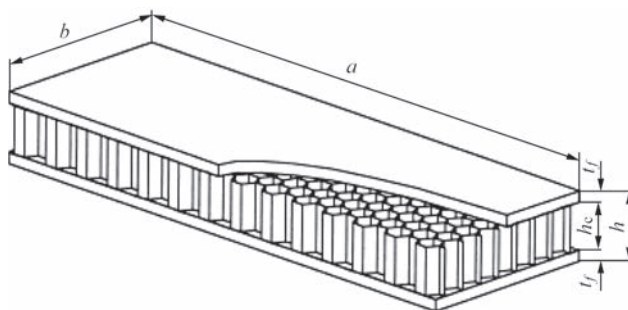


Рис. 1. Схема трехслойной сотовой панели [1]

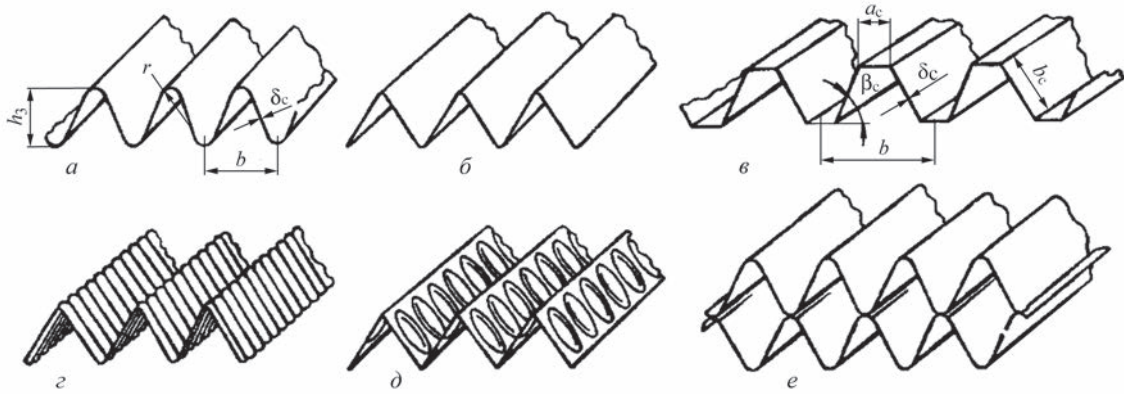


Рис. 2. Примеры конструкций с гофрированным заполнителем: *a* — синусоидальный; *б* — треугольный; *в* — трапециевидный; *г* — волнистая ферма; *д* — рифтовая ферма; *е* — двойная ферма [2]

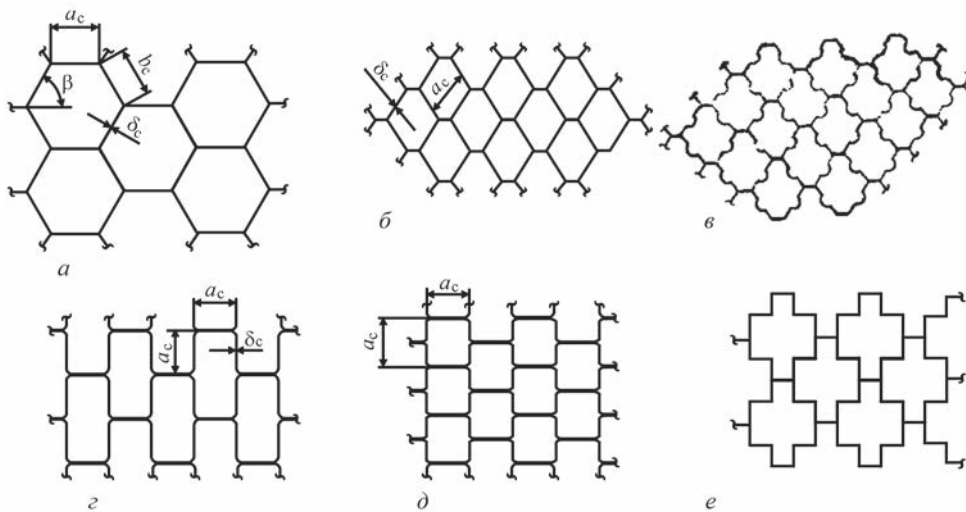


Рис. 3. Примеры конструкций сотового заполнителя: *a* — с шестигранной ячейкой; *б* — с квадратной ячейкой; *в* — с квадратной рифтованной ячейкой; *г*, *д* — прямоугольной ячейкой; *е* — крестообразной ячейкой [2]

классов и назначения. Подобные конструкции могут применяться в качестве силовых элементов в крыле, фюзеляже, особенно в агрегатах, воспринимающих местную нагрузку (закрылки, обтекатели) и поперечную распределенную нагрузку (полы), а также в качестве несилевых элементов [2, 3]. Использование во внутреннем слое обтекателя высокоскоростного поезда сотовых структур из алюминиевых сплавов перспективно в качестве элемента, поглощающего при лобовом столкновении значительное количество энергии [4].

Способность заполнителя воспринимать нагрузку в направлении нагружения несущих слоев зависит от расположения его волокон или стенок. Если последние расположены перпендикулярно к этому направлению, то заполнитель нагрузку не воспринимает; если же параллельно, то заполнитель нагружается. В настоящее время для трехслойных панелей из легких сплавов в большинстве случаев применяют сотовые заполнители, имеющие следующие преимущества: стенки сот расположены перпендикулярно к несущим слоям, поэтому заполнитель не воспринимает нагрузку от обшивки и вследствие этого не выпучивается

при возрастании нагрузки. Несущие слои подкрепляются стенками сот как бы «сплошным» образом (отношение размера соты к толщине несущего слоя ≤ 25), так что напряжение выпучивания несущих слоев между стенками сот лежит в пластической области [5]. Подтверждением этому служат высокие разрушающие напряжения сотовых конструкций при сжатии (рис. 4) [6].

Несмотря на большое количество разработанных к настоящему времени конструкций сотовых заполнителей массовое производство во всем мире освоено только для сотового заполнителя с гладкими шестигранными ячейками. Объемы его выпуска намного превосходят объемы производства остальных конструкций сотовых заполнителей вместе взятых. Это объясняется хорошими эксплуатационными характеристиками, простотой изготовления и относительно дешевым технологическим оборудованием для производства заполнителя с таким типом ячеек [7].

Сотовый заполнитель (рис. 5) [8] образуется из гофрированных полос материала, соединенных между собой по наружным плоскостям гофров. Каждый гофр имеет конфигурацию половины ше-

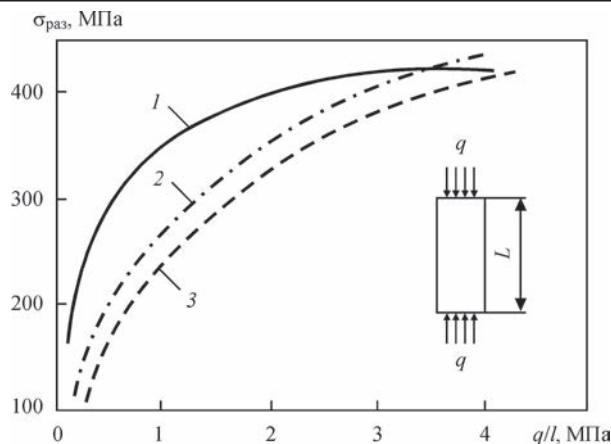


Рис. 4. Зависимость напряжения разрушения при продольном сжатии от коэффициента напряженности для различных конструкций трехслойных панелей: 1 — панель с сотовым наполнителем; 2 — панель монолитная; 3 — панель стрингерная клепаная [6]

стигранника и образует половину сотовой ячейки. Соединенные между собой гофрированные полосы образуют ряды ячеек шестигранной формы. В каждой ячейке имеется четыре грани одинарной толщины (исходной толщины материала сотового наполнителя) и две грани двойной толщины [2].

Сотовый наполнитель может быть изготовлен из широкого ряда алюминиевых сплавов. Так, сплав 3003 зачастую используется для изготовления сот коммерческого класса, сплавы 5052, 5056 и 2024 применяют в специфических конструкциях. Сплав 2024 используется при повышенной температуре эксплуатации (до 216 °С), в то время

как наполнители из других алюминиевых сплавов могут работать только до 177 °С.

Основные методы получения сотового наполнителя: склеивание, контактная сварка, пайка и диффузионная сварка. Наиболее распространенным способом изготовления является склеивание (около 95 % всего объема производства трехслойных панелей). В связи с большой себестоимостью процесса контактную сварку, пайку и диффузионную сварку используют при производстве наполнителей, работающих при высоких температурах или в агрессивных средах [3].

Существует два основных метода, применяемых для преобразования листового материала в сотовый: растяжение пакета и изготовление из профилированных лент.

Метод растяжения пакета применим для изготовления сотовых наполнителей, ячейки которых составлены только из шести граней. Толщины металлических материалов могут составлять не более 80 мкм. При этом более благоприятные условия для растяжения пакетов создаются с увеличением стороны ячейки и уменьшением толщины исходного материала, а также высоты ячейки сотового наполнителя. Соединение листового материала выполняется методом склеивания. Схема реализации метода представлена на рис. 6. С целью снижения массы сотового наполнителя в большинстве случаев клеевые полосы наносятся на материал с одной стороны листа. Далее листовый материал нарезается на мерные длины с по-

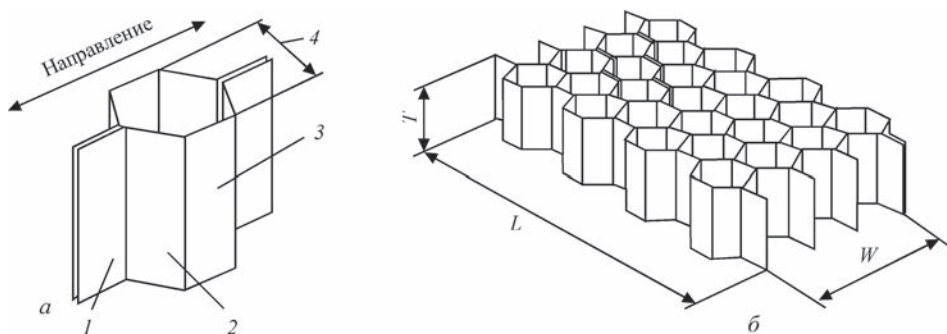


Рис. 5. Сотовый наполнитель с шестигранной формой ячеек: а — вид единичной ячейки (1 — гофрированные полосы; 2 — грани ячейки одинарной толщины; 3 — грани ячейки двойной толщины; 4 — размер ячейки); б — основные параметры сотового наполнителя (L — длина, T — толщина, W — ширина) [8]

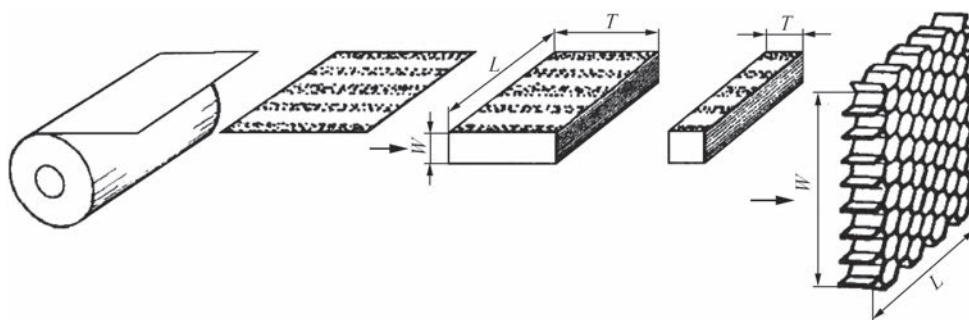


Рис. 6. Процесс изготовления сотового наполнителя методом растяжения пакета [3]

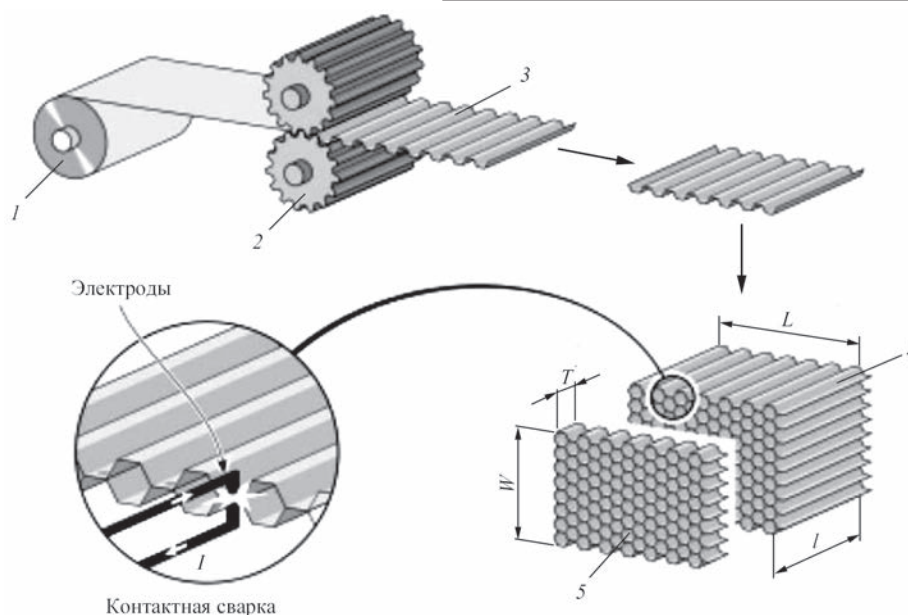


Рис. 7. Процесс изготовления сотового заполнителя из профилированных лент [9]: 1 — рулон фольги; 2 — формирующие ролики; 3 — гофрированная фольга; 4 — пакет сотовых заполнителей; 5 — сотовый заполнитель

следующей сборкой пакетов сотовых заполнителей и их склеиванием.

Растяжение сотового пакета или заготовки производится на специальной установке. При приложении усилий к участкам внешних листов пакета, которые расположены на месте граней будущих сотовых ячеек, пакет будет растягиваться вследствие изгиба несклеенных участков его листов. При определенной степени растяжения образуются ячейки шестигранной формы, а при дальнейшем растяжении образуются прямоугольные ячейки.

Процесс получения сотового заполнителя из профилированных лент схематически представлен на рис. 7 [9]. Сотовые заполнители, изготовленные данным методом, имеют более правильную геометрию ячеек, чем заполнители, получаемые путем растяжения пакетов.

После гофрирования на соответствующие поверхности листов наносится клей, затем они укладываются один на другой и выполняется отверждение в печи. Вместо склеивания также может быть использована пайка, диффузионная или контактная сварка. Данные методы соединения позволяют значительно повысить температуру эксплуатации сотовой конструкции, например, для нержавеющей стали и инконеля до 700 °С [3].

В трехслойных панелях соединение несущих слоев с заполнителем осуществляется различными технологическими процессами: склеиванием, пайкой и сваркой. При этом склеивание элементов конструкции занимает ведущее место.

Получение трехслойных сотовых панелей методом склеивания. По данным [10] клеи нашли широкое практическое применение в изделиях авиационной техники. Пленочные и пастообразные клеи конструкционного назначения имеют широкий диапазон прочностных и деформационных свойств. Клеи предназначены для изготовления сотовых и слоистых силовых конструкций из металлов и полимерных композиционных материалов. Клеевые соединения имеют высокую длительную прочность, вибростойкость, стойкость против образования трещин, воздействия климатических факторов и агрессивных сред. В таблице представлены характеристики пленочных клеев конструкционного назначения.

Специфика получения трехслойных панелей методом склеивания заключается в использовании промежуточных материалов — препрегов, которые представляют собой листы тканых или нетканых волокнистых материалов, пропитанных неотвержденными полимерными связующими.

В работе [11] оценивали влияние подготовки поверхности сот на склеивание заполнителя с обшив-

Характеристики пленочных клеев конструкционного назначения [10]

Клей	Интервал рабочих температур, °С	Прочностные характеристики					
		τ_b , МПа	σ_b , МПа	$S_{рассл}$, Н/мм	γ , %	$\sigma_{д.п.}$ МПа (время — 500 ч)	τ_{max} при $N = 10^7$ циклов, МПа
ВК-25	–60...200	27	22	5...6	140...200	18,5	9
ВК-36	–130...160	$37 \pm 2,5$	50	2...3	80...100	34	8
ВК-50	–60...150	25 ± 5	25 ± 5	10	135...150	17	10
ВК-51	–60...80	$40 \pm 2,5$	—	3	70...120	32,4	9
ВК-51А	–69...80	$37,5 \pm 2,5$	—	3	40	22,4	9

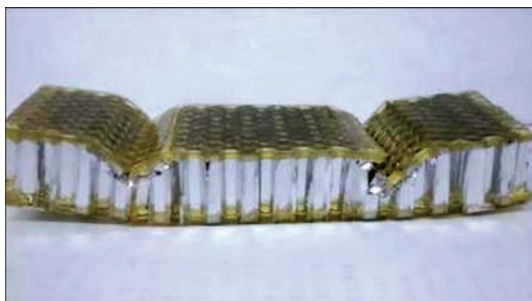


Рис. 8. Вид образца после испытания на сжатие [14]

кой, а также природы органических растворителей. Отмечается, что для получения надежного соединения смола должна вытекать из препрега (или клеящего вещества) и создавать симметричные галтели между наружным листом обшивки и стенками сот. При этом край заполнителя должен быть прямым и острым. Он должен слегка отступать от поверхности обшивки, создавая границу раздела между препрегом, смолой и стенкой заполнителя. Как отмечают авторы, применение мокрого шлифования на наждачной бумаге 320 позволяет получить наилучшее качество склеивания. На качество связи также может влиять природа органического растворителя. Агрессивные растворители могут оставлять слой олигомеров на контактных поверхностях, что негативно влияет на прочностные характеристики трехслойной панели.

В работе [12] установлено, что основной причиной выхода из строя панелей, полученных склеиванием, является разрыхление клея под действием нагрузки и его последующее разрушение. Исследования, приведенные в [13], также показывают, что увеличение количества клея до 2,5 раза (с 0,4 до 1,0 кг/м²) не влияет на характер его поведения под нагрузкой и практически не приводит к повышению усталостной прочности трехслойной сотовой панели.

По данным работы [14] при испытании панели на сдвиг (рис. 8) комбинация алюминиевый заполнитель со связкой из слоя эпоксидной смолы не проявляют явления неустойчивости – образец под нагрузкой не претерпевает катастрофических изменений. При увеличении нагрузки из-за жесткости композитного слоя алюминий сотового заполнителя сжимался. Авторы отмечают, что трещины в композитном слое и заполнителе появились после того, как давление прессы стало выше предела текучести алюминиевого заполнителя, что привело к падению несущей способности трехслойной панели.

Пайка трехслойных сотовых панелей. Припои для пайки алюминия и его сплавов можно применять в виде проволоки, порошка, пасты, фольги, литых прутков, шайб, плакирующего слоя. Наиболее технологичным способом введения припоя является плакирование им паяемого металла. При этом слой припоя относительно

постоянный, отпадает необходимость закрепления припоя при сборке изделий под пайку, а также введение во флюс хлоридов, содержащих облуживающее вещество, так как припой уже нанесен в местах образования соединений на поверхности паяемых деталей и нет необходимости улучшать его растекаемость.

Чтобы обеспечить получение качественных паяных соединений алюминия и его сплавов, припои должны удовлетворять следующим основным требованиям: температура плавления припоев должна быть ниже температуры плавления сплавов алюминия; расплавленные припои должны хорошо смачивать основной металл и заполнять зазоры между паяемыми деталями; припои должны обеспечивать необходимую прочность и коррозионную стойкость паяных соединений; коэффициенты термического расширения паяемого металла и припоя должны быть примерно одинаковы.

Основные припои, применяемые для пайки алюминия и его сплавов, условно можно разделить на три группы:

припои на основе алюминия, обеспечивающие высокую прочность паяных соединений и высокую коррозионную стойкость, с температурой плавления в интервале 450...630 °С;

припои на основе цинка, характеризующиеся достаточно высокой прочностью и являющиеся относительно коррозионностойкими, с температурой плавления в интервале 300...450 °С;

легкоплавкие припои на основе олова, свинца, кадмия, галлия с температурой плавления ниже 300 °С. Эти припои имеют низкую прочность и коррозионную стойкость. Преимущество этих припоев — низкая температура плавления, а, следовательно, и пайки [15].

При пайке, также как и при склеивании, припой в месте контакта обшивки с сотовым заполнителем должен образовывать симметричные галтели. При этом необходимо отметить, что применение как клея, так и припоя обуславливает увеличение массы трехслойной панели. Другим фактором, ограничивающим использование пайки при соединении элементов трехслойной панели, является взаимодействие припоя с основным металлом в ходе эксплуатации, приводящее к утонению стенок сотового заполнителя и образованию трещин у его основания [16].

Для соединения изделий сложной формы авторы [17] вместо традиционного плакирования припоем системы Al–Si рекомендуют на сопрягаемые поверхности наносить смесь флюса Nocolok с частицами Si, после чего проводить пайку в вакуумной печи.

В работе [18] методом пайки соединяли тетраэдрический решетчатый заполнитель (рис. 9) из

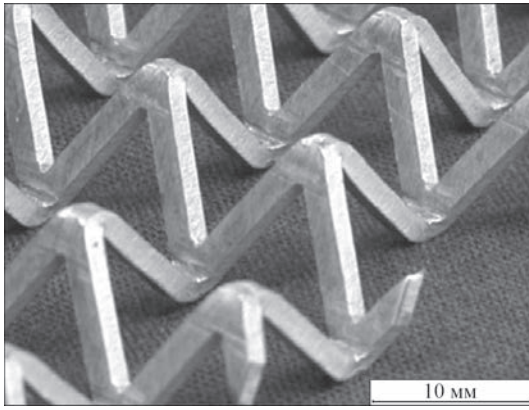


Рис. 9. Заполнитель в виде тетраэдрической решетчатой фермы из сплава 6061 [18]

алюминиевого сплава АА6061 с обшивками из сплава АА6951. На поверхности панелей в качестве припоя наносили сплав АА4343 с содержанием кремния 6,8...8,2 %. Затем сборку покрывали флюсом Handy Flo-X5518 и помещали в муфельную печь. Пайку проводили при температуре 595 ± 5 °С. Продолжительность пайки не превышала 5 ± 1 мин, что позволило снизить негативное влияние диффузии кремния из припоя на прочностные свойства соединений. Последующая термообработка при 500 °С, выдержке на протяжении 30 мин с закалкой в воду и старением при 165 °С на протяжении 1140 мин позволяет увеличить прочность заполнителя до максимальных значений и тем самым повысить прочность на сжатие панели с 9 до 20 МПа.

Авторы работы [19] для соединения трехслойной сотовой панели из алюминиевого сплава 6061 применяли низкотемпературную ультразвуковую пайку припоем Sn–Pb–Zn (Sn–29,2Pb–6Zn–1Ag–0,38Cu–0,42 Bi мас. %). Температура плавления припоя составляла 190,68 °С. Нагрев узла производился со скоростью 15 °С/с при ультразвуковой вибрации 100...980 Вт на частоте 20 кГц. Повышение мощности ультразвука до 980 Вт при одновременном уменьшении монтажного зазора до 0,1 мм позволило получить минимальный угол смачивания припоем. Оптимальным временем пайки является 45 с. После пайки в припое наблюдаются четыре зоны: зона, обогащенная Sn; зона, обогащенная Pb; эвтектическая фаза Sn–Pb и зона, обогащенная Al. Несмотря на относительно низкую температуру процесса, пайка приводит к частичному растворению алюминия в припое.

Способы сварки трехслойных панелей. Лазерная сварка. Для соединения относительно толстых элементов (от 0,5 мм) трехслойных панелей возможно использование лазерной сварки. Данный метод применим для соединения трапециевидного заполнителя с обшивками [20].

Использование этого вида сварки, особенно при соединении тонколистовых элементов, сопряжено с образованием ряда дефектов (поры, выпле-

ски, выпуклости и кратеры), для предотвращения формирования которых необходимо выполнение ряда рекомендаций. Сварку проводят в импульсном режиме. Для предотвращения выплесков авторы [21] указывают на необходимости обеспечить большую поверхность сварочной ванны в начальный период сварки путем плавного увеличения мощности лазера в начале импульса. Избежать появления пустот можно за счет плавного уменьшения мощности, что позволяет задать скорость выхода луча из канала меньше скорости заливания канала расплавом. Предотвращает появление выпуклости и кратера поддержание мощности лазера на уровне, который соответствует порогу возникновения канала.

Диффузионная сварка. При диффузионной сварке алюминия и его сплавов особое место отводится химической обработке поверхностей перед сваркой. Оксидная пленка может удаляться травлением или механическими методами зачистки. Наиболее широко применяемым способом подготовки свариваемых поверхностей алюминия и его сплавов остается химическое травление. Считается целесообразным после очистки от оксидов свариваемые поверхности алюминиевых деталей покрывать смолами, лаками или полимерами на основе стирола, разлагающегося без остатка при нагреве в вакууме.

Сварку алюминия и его сплавов без промежуточных слоев выполняют при температуре 500...600 °С [22].

По данным [23] температура диффузионной сварки в вакууме деформируемых алюминиевых сплавов после механической зачистки соединяемых поверхностей, как правило, ниже температуры нагрева сплава под закалку. Оптимальные параметры сварки сплава АМг5 и АМг6 следующие: $T_{\text{св}} = 500$ °С, $P_{\text{св}} = 10$ МПа, $t_{\text{св}} = 10$ мин, вакуум $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па. При этом на микроструктуре сварных соединений, как отмечают авторы, граница раздела между сваренными деталями отсутствует, что свидетельствует о формировании монолитного соединения. Сварка на указанных режимах сплавов не вызывает ухудшения механических свойств, так как отсутствует коагуляция интерметаллидов в зоне соединения, что улучшает механические свойства и повышает пластичность металла.

Разрушить оксидную пленку, активировать процессы диффузионного взаимодействия алюминиевых сплавов и снизить температуру сварки можно, применяя промежуточные прослойки, образующие эвтектики при нагревании с алюминием и другими компонентами сплава [24]. В качестве материалов для прослоек можно использовать медь, магний, цинк в виде фольг или покрытий. В случае прослоек из цинка температура сварки со-

ставляет 480...500 °С, магния 470...490 °С, меди 400...450 °С. Качество соединения в значительной мере зависит от толщины промежуточных прослоек. При толщине более 3 мкм количество эвтектики достаточно велико. За счет деформации эвтектика частично удаляется из зоны соединения. Уменьшение толщины промежуточной прослойки до 1...2 мкм позволяет получить соединения с более высокой прочностью, достигающей 0,85...0,95 % прочности свариваемых деформируемых сплавов.

Более подробно технологические аспекты диффузионной сварки сплавов алюминия рассмотрены в работе [25]. Достаточно прочные соединения из алюминиевых сплавов получали за счет применения тонких промежуточных прослоек из легкоплавких металлов — цинка и галлия. Галлий наносили механическим натиранием в твердом или жидком состоянии. Диффузионную сварку проводили при температуре 420...500 °С. Как утверждают авторы [25] за время изотермической выдержки 240 мин происходит полное растворение галлия в основном материале. Прочность на срез соединений из алюминиево-магниевого сплава АМг6 и 01570 через подслоя галлия составляет 180...210 МПа.

Более эффективно применение промежуточной прослойки из меди толщиной 0,8...1,0 мкм. При изотермической выдержке 20...30 мин и температуре диффузионной сварки 500 °С в зоне соединения активно развивается процесс рекристаллизации материала.

Анализируя результаты оже-спектрального анализа авторы приходят к выводу, что на стадии изотермической выдержки в результате взаимной диффузии, на контактной границе, образуется сплав Al–Mg–Cu эвтектического состава. Присутствие жидкой фазы способствует разрушению оксидной пленки.

Эффект сверхпластичности реализуется при сварке сплава 01570. Рекристаллизация зоны соединения сплава происходит при температуре 472...477 °С и активно развивается при наличии в контакте с тонкой промежуточной прослойкой из меди. Прочность при испытании на срез соединения сплава 01570 через промежуточную прослойку меди толщиной 1 мкм достигает 260 МПа, причем, хорошо воспроизводимые значения (± 15 МПа) получаются в случае, если покрытие наносится на обе соединяемые поверхности (по 0,5 мкм).

В работе [26] приведены результаты исследований по диффузионной сварке в вакууме трехслойных панелей с пластинчатым, ячеистым и гофрированным заполнителями, полученными с применением формирующих устройств. Исследования проводи-

лись на сплавах систем Al–Mg, Al–Zn–Mg, Al–Cu–Mg. Толщина листов составляла 2 мм, размер панелей 500×500 мм, строительная высота до 30 мм. Перед сваркой заготовки обезжиривали с последующим химическим травлением в 70 %-й азотной кислоте. Далее на соответствующих поверхностях обшивок и заполнителя проводили ионное травление, после чего напыляли медь (либо механически зачищали металлической щеткой). Диффузионную сварку проводили на режиме: температура сварки 500...510 °С, давление 5...10 МПа, время сварки 30...60 мин. При сварке листовых заготовок во всех трех случаях в зоне соединения формируются общие зерна, в сплаве системы Al–Mg также наблюдаются отдельные несплошности. Последующая термообработка соединений из сплавов систем Al–Zn–Mg и Al–Cu–Mg (закалка + старение) позволяет повысить прочность до уровня близкого к основному материалу. Показана возможность получения качественного соединения алюминиевых сплавов без подслоя меди за счет повышения степени деформации. Максимальную прочность на отрыв имели образцы, в которых деформация металла в зоне соединения составляла 70...90 % (370...420 МПа).

Исходя из сказанного выше, можно сделать вывод, что перспективным методом соединения обшивок с тонкостенным заполнителем является диффузионная сварка в вакууме, так как при этом процессе отсутствуютотяжеляющее и ослабляющее влияние клея и припоя на работоспособность трехслойной панели. Однако, как было показано выше, при диффузионной сварке алюминиевых сплавов рекомендуемыми параметрами являются температура $T_{\text{св}} = 500...600$ °С, удельное давление $P_{\text{св}} = 5...10$ МПа. Данные параметры процесса при сварке трехслойных панелей из алюминиевых сплавов не могут быть применены вследствие потери тонкостенным заполнителем устойчивости, что обуславливает необходимость в снижении температуры нагрева и поиска технологических решений, которые позволили бы обеспечить получение неразъемного соединения. Решением возникшей проблемы может быть применение формирующих устройств, которые позволят избежать нелимитированной деформации заполнителя [27], или сварка комбинированных панелей, в которых сотовый заполнитель выполнен из более прочного материала, например, титанового сплава, а обшивки — из алюминиевого [28]. В ходе сварки при соответствующей температуре под давлением ребра из титанового сплава внедряются в алюминиевый и вследствие ползучести алюминия заполняет зазоры между выступами. Данный процесс сопровождается дроблением хрупкой оксидной пленки на

алюминии, способствуя формированию прочного соединения.

Список литературы

1. Paik J. K., Thayamballi A. K., Kim G. S. (1999) The strength characteristics of aluminum honeycomb sandwich panels. *Thin-Walled Structures*, **35**, 205–231.
2. Панин В. Ф., Гладков Ю. А. (1991) *Конструкции с заполнителем: Справочник*. Москва, Машиностроение.
3. Bitzer T. (1997) *Honeycomb Technology. Materials, Design, Manufacturing, Applications And Testing*. Springer-Science+Business Media Dordrecht.
4. Amraei M., Shahravi M., Noori Z. et al. (2013) Application of aluminium honeycomb sandwich panel as an energy absorber of high-speed train nose. *Journal of Composite Materials*, **48**, **9**, 1027–1037.
5. Хертель Г. (1965) *Тонкостенные конструкции (конструктивные элементы, определение прочных размеров и конструирование в самолетостроении и других отраслях техники)*. Москва, Машиностроение.
6. Сливинский В. И., Ткаченко Г. В., Сливинский М. В. (2005) Эффективность применения сотовых конструкций в летательных аппаратах. *Вестник Сибирского аэрокосмического университета им. академика М.Ф. Решетнева*, **4**, 169–173.
7. Иванов А.А., Кашин С.М., Семенов В.И. (2000) *Новое поколение сотовых заполнителей для авиационно-космической техники*. Москва, Энергоатомиздат.
8. Kindinger J. (2001) Lightweight Structural Cores. *ASM Handbook. Composites*, Vol. 21., pp. 180–183.
9. Haydn N. G. Wadleya, Norman A. Fleckb, Anthony G. Evans. (2003) Fabrication and structural performance of periodic cellular metal sandwich structures. *Composites Science and Technology*, **63**, 2331–2343.
10. Лукина Н. Ф., Аниховская Л. И., Деметьева Л. А. и др. (2007) Клеи и клеящие материалы для изделий авиационной техники. *Сварочное производство*, **5**, 19–27.
11. Khan S., Loken H. Y. (2007) Bonding of sandwich structures – the facesheet/honeycomb interface – a phenomenological study. *Proceedings of SAMPE 2007. Baltimore, June 2007*, pp. 1–9.
12. Yi-Ming Jen, Li-Yen Chang (2009) Effect of thickness of face sheet on the bending fatigue strength of aluminum honeycomb sandwich beams. *Engineering Failure Analysis*, **16**, 1282–1293.
13. Yi-Ming Jen, Chih-Wei Ko, Hong-Bin Lin (2009) Effect of the amount of adhesive on the bending fatigue strength of adhesively bonded aluminum honeycomb sandwich beams. *International Journal of Fatigue*, **31**, 455–462.
14. Shuliang Cheng, Xuya Zhao, Yajun Xin et al. (2015) Experimental Study on Shear Property of Integrated Sandwich Panel of Aluminum Honeycomb and Epoxy Resin. *The Open Mechanical Engineering Journal*, **9**, 1000–1006.
15. Никитинский А. М. (1983) *Пайка алюминия и его сплавов*. Москва, Машиностроение.
16. Sporer D., Fortuna D. (2014) Selecting materials for brazing a honeycomb in turbine engines. *Welding Journal*, **93**, **2**, 44–48.
17. Kumagai M. (2003) Recent technological developments in welding of aluminium and its alloys. *Welding International*, **17**, **3**, 173–181.
18. Gregory W. Kooistra, Vikram S. Deshpande, Haydn N.G. Wadley. (2004) Compressive behavior of age hardenable tetrahedral lattice truss structures made from aluminium. *Acta Materialia*, **52**, 4229–4237.
19. Ding Min, Zhang Pei-lei, Zhang Zhen-Yu et al. (2010) A novel assembly technology of aluminum alloy honeycomb structure. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, **46**, 1253–1258.
20. Ferraris S., Volpone L. M. (2005) Aluminum Alloys in Third Millennium Shipbuilding: Materials, Technologies, Perspectives. In: *The Fifth International Forum on Aluminum Ships, Tokyo, Japan, 11–13 October 2005*, pp. 1–11.
21. Левин Ю. Ю., Ерофеев В. А. (2008) Расчет параметров импульсной лазерной сварки алюминиевых сплавов малой толщины. *Сварочное производство*, **4**, 20–24.
22. Бачин В. А., Квасницкий В. Ф., Котельников Д. И. и др. (1991) *Теория, технология и оборудование диффузионной сварки*. Москва, Машиностроение.
23. Козаков Н. Ф. (1968) *Диффузионная сварка в вакууме*. Москва, Машиностроение.
24. Гуревич С. М. (1990) *Справочник по сварке*. Киев, Наукова думка.
25. Сергеев А. В. (1990) Диффузионная сварка алюминиевых сплавов. *Достижения и перспективы развития диффузионной сварки*. Москва, Знание, сс. 48–54.
26. Чудин В. Н., Тимохов А. П., Терентьев М. М. и др. (1992) Диффузионная сварка пустотелых конструкций из листовых высокопрочных алюминиевых сплавов. *Сварочное производство*, **10**, 5–7.
27. Фальченко Ю. В., Устинов А. И., Петрушинец Л. В. та ін. (2017) *Пристрій для дифузійного зварювання тришарових стільникових панелей*. Україна, Пат. 113424. В23К 20/00, В23К 20/14.
28. Башурин А. В., Мاستихин Е. Ю., Колмыков В. И. (2010) Диффузионная сварка пустотелых биметаллических панелей. *Заготовительные производства в машиностроении*, **1**, 13–15.

References

1. Paik, J.K., Thaymballi, A.K., Kim, G.S. (1999) The strength characteristics of aluminum honeycomb sandwich panels. *Thin-Walled Structures*, **35**, 205–231.
2. Panin, V.F., Gladkov, Yu.A. (1991) *Structures with filler material: Refer. book*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
3. Bitzer, T. (1997) *Honeycomb technology. Materials, design, manufacturing, applications and testing*. Springer-Science+Business Media Dordrecht.
4. Amraei, M., Shahravi, M., Noori, Z. et al. (2013) Application of aluminium honeycomb sandwich panel as an energy absorber of high-speed train nose. *J. of Composite Materials*, **48**(9), 1027–1037.
5. Khertel G. (1965) *Thin-walled structures (structural elements, determination of accurate sizes and design in aircraft construction and other engineering fields)*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
6. Slivinsky, V.I., Tkachenko, G.V., Slivinsky, M.V. (2005) Efficiency of application of honeycomb structures in aircrafts. *Vestnik Sib. Aerokosmich. Un-ta im. Akad. M.F. Reshetnyova*, **4**, 169–173 [in Russian].
7. Ivanov, A.A., Kashin, S.M., Semenov, V.I. (2000) *New generation of honeycomb filler materials for aerospace engineering*. Moscow, Energoatomizdat [in Russian].
8. Kindinger, J. (2001) Lightweight structural cores. *ASM Handbook, Vol. 21: Composites*, **3**, 180–183.
9. Haydn N.G. Wadleya, Norman, A. Fleckb, Anthony G. Evans (2003) Fabrication and structural performance of periodic cellular metal sandwich structures. *Composite Sci. and Technology*, **63**, 2331–2343.
10. Lukina, N.F., Anikhovskaya, L.I., Dementieva, L.A. et al. (2007) Adhesives and adhesive materials for items of aircraft engineering. *Svarochn. Proizvodstvo*, **5**, 19–27 [in Russian].
11. Khan, S., Loken H.Y. (2007) Bonding of sandwich structures – the facesheet/honeycomb interface – a phenomenological study. In: *Proc. of SAMPE 2007 (Baltimore, June 2007)*, 1–9.
12. Yi-Ming Jen, Li-Yen Chang (2009) Effect of thickness of face sheet on the bending fatigue strength of aluminum honeycomb sandwich beams. *Engineering Failure Analysis*, **16**, 1282–1293.
13. Yi-Ming Jen, Chin-Wei Ko, Hong-Bin Lin (2009) Effect of the amount of adhesive on the bending fatigue strength of adhesively bonded aluminum honeycomb sandwich beams. *Int. J. of Fatigue*, **31**, 455–462.
14. Shuliang Cheng, Xuya Zhao, Yajun Xin et al. (2015) Experimental study on shear property of integrated sandwich

- panel of aluminum honeycomb and Epoxy Resin. *The Open Mechanical Engin. J.*, **9**, 1000-1006.
15. Nikitinsky, A.M. (1983) *Brazing of aluminium and its alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 16. Sporer, D., Fortuna, D. (2014) Selecting materials for brazing a honeycomb in turbine engines. *Welding J.*, **93**(2), 44-48.
 17. Kumagai, M. (2003) Recent technological developments in welding of aluminium and its alloys. *Welding Int.*, **17**(3), 173-181.
 18. Gregory, W. Kooistra, Vikram, S. Deshpande, Haydn N.G. Wadley (2004) Compressive behavior of age hardenable tetrahedral lattice truss structures made from aluminium. *Acta Materialia*, **52**, 4229-4237.
 19. Ding Min, Zhang Pei-lei, Zhang Zhen-Yu et al. (2010) A novel assembly technology of aluminum alloy honeycomb structure. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **46**, 1253-1258.
 20. Ferraris, S., Volpone, L.M. (2005) Aluminum alloys in third millennium shipbuilding: Materials, technologies, perspectives. In: *Proc. of 5th Int. Forum on Aluminium Ships (Tokyo, Japan, 11-13 October 2005)*, 1-11.
 21. Levin, Yu. Yu., Erofeev, V.A. (2008) Calculation of parameters of pulsed laser welding of small thickness aluminium alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, **4**, 20-24 [in Russian].
 22. Bachin, V.A., Kvasnitsky, V.F., Kotelnikov, D.I. et al. (1991) *Theory, technology and equipment of diffusion welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 23. Kozakov, N.F. (1968) *Diffusion welding in vacuum*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 24. Gurevich, S.M. (1990) *Reference book on welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
 25. Sergeev, A.V. (1990) *Diffusion welding of aluminium alloys. In: Achievements and perspectives of development of diffusion welding*. Moscow, 48-54 [in Russian].
 26. Chudin, V.N., Timokhov, A.P., Terentiev, M.M. et al. (1992) Diffusion welding of hollow structures of sheet high-strength aluminium alloys. *Svarochn. Proizvodstvo*, **10**, 5-7.
 27. Falchenko, Yu.V., Ustinov, A.I., Petrushynets, L.V. et al. (2017) *Device for diffusion welding of three-layer honeycomb panels*. Pat. 113424 Ukraine, Int. Cl. B23K 20/00, B23K 20/14 [in Ukrainian].
 28. Bashurin, A.V., Mastikhin, E.Yu., Kolmykov, V.I. (2010) Diffusion welding of hollow bimetal panels. *Zagotov. Proizvodstva v Mashinostroenii*, **1**, 13-15 [in Russian].

СУЧАСНІ СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ТРИШАРОВИХ ПАНЕЛЕЙ З АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ (Огляд)

Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, Л. В. ПЕТРУШИНЕЦЬ

ІЕЗ ім. С. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Тришарові панелі з періодичним комірчастим заповнювачем з алюмінієвих сплавів є перспективними для застосування у виробках аерокосмічної техніки, наземному та водному транспорті. Унікальність конструкцій тришарових панелей полягає в тому, що при відносно невеликій масі вони характеризуються високими значеннями міцності і жорсткості. В роботі розглянуті основні типи тришарових панелей, конструктивні особливості виготовлення заповнювачів, методи з'єднання смуг стільникового заповнювача між собою, а також елементів тришарової панелі в єдину конструкцію. Метою представленого огляду є аналіз сучасних способів отримання тришарових панелей зі сплавів алюмінію. Аналіз літературних даних показав, що найбільшого поширення набули такі способи з'єднання елементів тришарових панелей як склеювання та паяння. Однак основними їх недоліками є збільшення ваги конструкції за рахунок застосування клею або припою. Для зварювання тришарових панелей є перспективним застосування дифузійного зварювання при виготовленні стільникового заповнювача з більш міцного титанового сплаву або застосування спеціалізованого оснащення, яке дозволяє обмежити ступінь пластичної деформації конструкції. Бібліогр. 28, табл. 1, рис. 9.

Ключові слова: алюмінієві сплави, тришарові панелі, заповнювач, склеювання, паяння, зварювання

MODERN METHODS OF MANUFACTURING THREE-LAYER PANELS FROM ALUMINIUM ALLOYS (Review)

Yu. V. FALCHENKO, L. V. PETRUSHINETS

E. O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Three-layer panels with periodic cellular core from aluminium alloys are promising for application in aerospace products, ground and water transportation. The uniqueness of the three-layer panel design consists in that they are characterized by high values of strength and rigidity at a relatively small mass. The work deals with the main types of three-layer panels, design features of manufacturing the cores, methods to join the honeycomb core strips to each other, as well as the three-layer panel elements into one structure. The objective of the presented review is analysis of modern methods of manufacturing three-layer panels from aluminium alloys. Analysis of published data showed that such methods of joining the three-layer panel elements as adhesive bonding and brazing became the most widely applied. Their main disadvantage, however, is increase of the structure mass due to application of an adhesive or braze alloy. Application of diffusion bonding with manufacture of honeycomb core from a stronger titanium alloy for joining three-layer panels or application of a specialized fixture, which allows limiting the degree of plastic deformation of the structure, are promising for welding of three-layer panels. 28 Ref., 1 Tabl., 9 Fig.

Keywords: aluminium alloys, three-layer panels, core, adhesive bonding, brazing, welding

Поступила в редакцію 25.04.2018

HIGH SPEED FRICTION WELDING OF TITANIUM ALLOYS — STRUCTURE AND PROPERTIES OF JOINTS*

D. MIARA¹, J. MATUSIAK¹, A. PIETRAS¹, M. KRYSZTIAN², M. DYNER³

¹Institute of welding, 44-100, Gliwice, Str. Bl. Czeslava 16-18, Poland. E-mail: adam.pietras@is.gliwice.pl

²Austrian Institute of Technology, Str. Giefinggasse 4, 1210, Vienna, Austria. E-mail: marciej.krystian@univil.ac.at

³Plant of Medical Instruments CHIRMED, Str.. Mstowska 8A, 42-240 Rudniki, Czestochowy, Poland.
E-mail: m.dyner@chirmed.pl

Abstract

The article presents test results concerning the high speed friction welding (HSFW) of titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti. In addition, the article presents tests results related to the welding process and the formation of flash. The quality of welds was assessed on the basis of non-destructive tests (visual tests) and destructive tests (static tensile tests and bend tests). The tests resulted in the identification of the correlation between HSFW conditions when joining titanium alloys, i.e. Ti64 ELI, CP-Ti, and the quality of welds. Consequently, the tests led to the determination of the optimum range of welding parameters as regards the strength of joints. 8 Ref., 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: friction welding, titanium alloys, structure and properties

Introduction

Conventional friction welding (FW) and high speed friction welding (HSFW) are solid-state joining processes and belong to few processes utilising friction heat emitted during the technological process [1–3].

Most metals (including titanium alloys) are joined using friction welding, where the kinetic energy of the relative motion of elements subjected to welding is transformed into friction heat. There are many various manners in which surfaces to be joined move in relation to each other, where the simplest and most commonly used in industrial practice is rotational motion.

During welding, elements heated by friction heat are pressed against each other by friction downward force, which leads to the movement of metal in the welding area outside the friction-plasticised contact to the so-called metal flash [3, 4]. After the appropriate heating and plasticisation of the material in the welding area the relative motion of elements stops. The joint is obtained after the complete stoppage of motion and the exertion of additional upsetting force so that the contact surfaces of elements could reach the distance of atomic force action. The welding process leads to the formation of a compact structure across the entire cross-section of elements being joined. During friction and upsetting the elements being welded become shorter [3, 4]. Conventional friction welding is usually performed at

rotation rates restricted within the range of 500 rpm to 5 000 rpm [5].

High speed friction welding (HSFW) is a variety of conventional friction welding (FW), where the process of welding is preformed using rotation rates reaching approximately 25 000 rpm [6]. The use of the above-named high rotation rates significantly changes joining conditions in comparison with the conventional method of friction welding. The foregoing can be observed when analysing the correlation between the element shortening rate and the rate of friction as well as the change in the thickness of a layer subjected to plastic strain and the change in the friction rate. Because of significantly varying weld formation mechanisms during the HSFW process it is possible to considerably reduce the time of welding (to several seconds) and decrease diameters of elements being welded (to a mere 5 mm).

Both during the conventional and the high speed friction welding process attention is drawn primarily to the identification of the appropriate range of welding parameters, particularly to the correlation between the rotation rate of the spindle and the downward force. The foregoing is particularly important when adjusting optimum welding parameters in relation to individual materials as it affects the joint formation mechanism and joint properties.

Test stand

The welding process was performed using an RSM400 HSFW station (Fig. 1, a) and bars having a diameter of 10 mm and made of titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti. The chemical composition and selected physical properties of materials in the as-delivered state used in the tests are presented in

* По материалам доклада, представленного на международной конференции «Титан 2018. Производство и применение в Украине», 11–13 июня 2018, Киев, ИЭС им. Е. О. Патона.

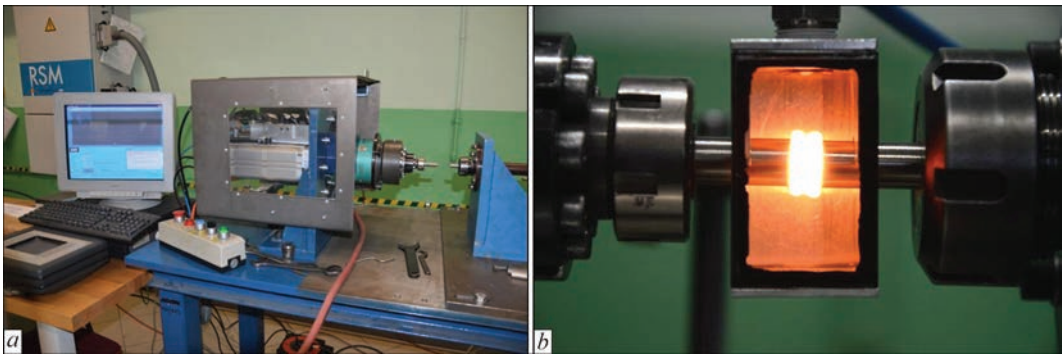


Fig 1. RSM400 HSFW machine: *a* — welding station with the measurement system; *b* — welding of titanium Ti64 ELI [1]

Table I. Chemical composition of the titanium alloys used in the tests

No.	Alloy designation	Chemical element content, %							
		Al	V	O	Fe	C	N	H	Ti
1	Ti64 ELI (Ti6Al-4V)	5.930	3.960	0.103	0.180	0.023	0.002	-	rest
2	CP-Ti	-	-	0.210	0.220	0.010	0.040	0.001	rest

Table II. Selected properties of the titanium alloys used in the tests

No.	Alloy designation	Minimum properties		
		$R_{p0,2}$, MPa	R_m , MPa	$A_{50\text{ mm}}$, %
1	Ti64 ELI (Ti6Al-4V)	795	860	10
2	CP-Ti	610	520	22

Tables I and II. The materials were welded in the similar material joining configuration. The welding station was provided with an additional housing preventing the access of oxygen to the argon-shielded process. The welding process and the housing with the shielding gas are presented in Fig. 1, *b*.

The tests of the HSFW of titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti were performed using the following welding parameters:

a) during the welding of titanium alloy Ti64 ELI: rotation rate $V_n = 20000$ rpm, friction time $t_t = 0.5$ s, friction downward force $f_t = 3$ bar, upsetting time $t_s = 3$ s and upsetting force $f_s = 6$ bar.

b) during the welding of titanium alloy CP-Ti: rotation rate $V_n = 20000$ rpm, friction time $t_t = 0.5$ s, friction downward force $f_t = 1$ bar, upsetting time $t_s = 3$ s and upsetting force $f_s = 3$ bar.

Visual tests

Selected welds of titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti made using the HSFW process are presented in Fig. 2. The obtained friction welds were characterised by the specific shape of flash, the size of which varied in relation to the material subjected to welding. The flash formed during the welding of titanium alloy CP-

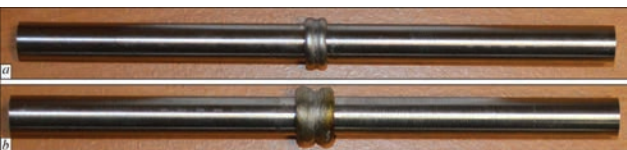


Fig. 2. Welds in titanium alloys Ti64 ELI (*a*) and CP-Ti (*b*) made using the HSFW process [1]

Ti was significantly larger than that formed during the welding of titanium alloy Ti64 ELI.

Macroscopic metallographic tests

All of the test welds were subjected to macroscopic metallographic tests. The test specimens were cut out mechanically and subjected to grinding and polishing until the obtainment of appropriate smoothness. The metallographic tests were performed in accordance with the requirements of the PN-EN ISO 17639:2013-12 standard [7]. The structure of related metallographic specimens was revealed using the Keller's reagent. Macrostructures of selected welds made of titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti using the HSFW process are presented in Fig. 3, *a* and 3, *b* respectively. The macroscopic metallographic test results revealed that the structure of the welds was proper and characteristic of the friction welding method. The size and shape of flashes depended on a material subjected to welding

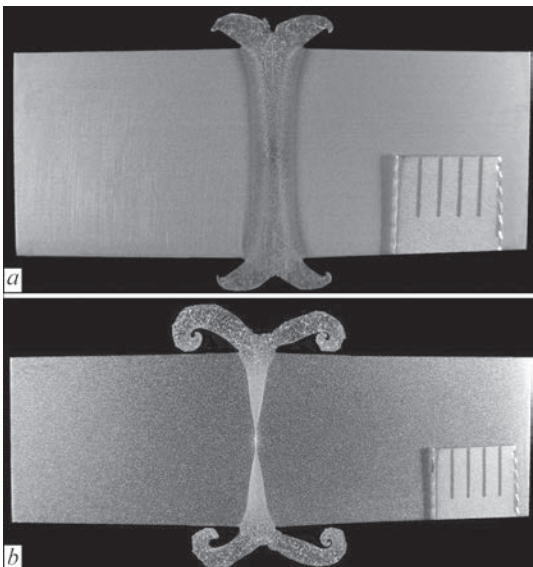


Fig. 3. Macrostructures of the welds in titanium alloys Ti64 ELI (*a*) and CP-Ti (*b*) made using the HSFW process [1]

and applied welding process parameters. The materials subjected to welding revealed various HAZ areas and the distribution of individual zones in the welding area.

Tensile tests

The mechanical properties of the welds made using the HSFW process were identified in a static tensile test performed in accordance with the requirements of PN-EN ISO 4136:2013-05E [8]. The joints were subjected to uniaxial tension performed using an INSTORN 4210 testing machine. The tests were performed at ambient temperature and a strain rate of 5 mm/min. The test results concerning the strength of the friction welds made of titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti using the HSFW process are presented in Fig. 4.

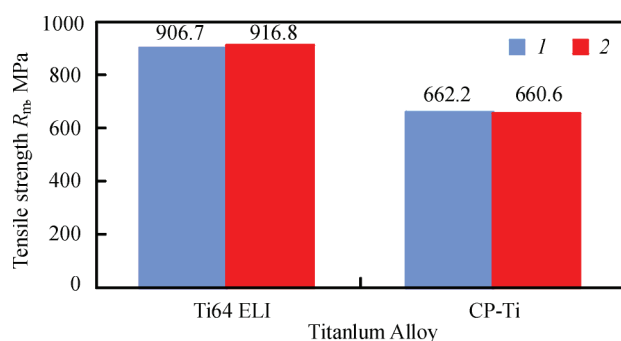


Fig. 4. Tensile strength of titanium alloy Ti64 ELI and CP-Ti [1]: 1 — parent materials, 2 — welded materials

The test results are presented in relation to the base material of alloy Ti64 ELI and that of CP-Ti. As regards titanium alloy Ti64 ELI, the mean strength of the base material amounted to 906.7 MPa, whereas the mean strength of the friction welds amounted to 916.8 MPa, i.e. was on average by 1.1% higher than that of the base material. The materials in the welding area were hardened during the welding process. As regards titanium alloy CP-Ti, the mean hardness of the base material amounted to 662.2 MPa, whereas the mean value of friction welds (HSFW) amounted to 660.6 MPa, i.e. was by a mere 0.3% lower than that of the base material. The above-presented high mean tensile strength values revealed that the welds made using the HSFW process were characterised by high and repeatable quality. The weld after being subjected to the tensile test is presented in Fig. 5.

Bend tests

Selected friction welds were also subjected to bend tests. The bend tests of all three test specimens made of titanium alloy Ti64 ELI proved successful, i.e. the specimens reached an assumed bend angle of 180°. In



Fig. 5. Test specimen made of titanium alloy Ti64 after the tensile test [1]

terms of the specimens made of titanium alloy CP-Ti, the assumed angle amounting to 180° was reached by two out of three specimens. One specimen made of CP-Ti reached a bend angle of 50° and developed a brittle crack in the base material, indicating the high quality of the welded joint. An example of the weld after the bend test is presented in Figure 6.



Fig. 6. Test specimen made of titanium alloy Ti64 after the bend test [1]

Conclusions

The above-presented tests and analyses of test results justified the formulation of the following conclusions:

Titanium alloys Ti64 ELI and CP-Ti can be welded using the high speed friction welding (HSFW) method. Appropriately adjusted welding conditions enable the obtainment of high-quality joints characterised by required mechanical properties.

Appropriately adjusted welding process parameters ensure process stability and joint repeatability.

The internal structure of both materials subjected to welding (titanium alloy Ti64 ELI and CP-Ti) was continuous and did not reveal the presence of «no-joint» traces or the lack of joint integrity (tightness).

The friction welding process performed using a special welding programme makes it possible to properly heat fragments of internal surfaces of titanium bars and, after exerting appropriate force, to obtain a joint characterised by required tensile and bend strength.

References

- (2016) *Project Anti-bacterial optimization of high-strength, severe-plastic-deformed titanium alloys for spinal implants and surgical tools* – SPD-BioTribo) www.M-ERA.NET/2015/02/2016 (2016-09-2018-08-31) report no. 2.
- Zadroga, L., Pietras, A., Papkala, H. (2004) *Studium i badania warunków łączenia materiałów różnoimiennych nowoczesnymi metodami zgrzewania tarcowego*. Report of Research Instytutu Spawalnictwa, Gliwice.
- Klimpel, A. (1999) *Technologie zgrzewania metali i tworzyw termoplastycznych*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice.
- Michalski, R., Kamiński, Z. (1975) *Zgrzewanie tarcowe*. WNT, Warszawa.
- Michalski, R. (1980) *Typizacja procesu zgrzewania tarcowego*. Praca badawcza nr T-17, Instytut Spawalnictwa, Gliwice.
- Materials of HARMS & WENDE.

7. (2013) PN-EN ISO 17639:2013-12: *Badania niszczące spawanych złączy metali – Badania makroskopowe i mikroskopowe złączy spawanych.*

8. (2013) PN-EN ISO 4136:2013-05E: *Badania niszczące złączy spawanych metali – Próba rozciągania próbek poprzecznych.*

ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ РОТАЦИОННАЯ СВАРКА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ — СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ

Д. МИАРА¹, Дж. МАТУСЯК¹, А. ПЬЕТРАС¹, М. КРИСТИАН², М. ДУНЕР³

¹Институт сварки, 44-100 Гливице, ул. Бл. Чеслава 16-18, Польша. E-mail: adam.pietras@is.gliwice.pl

²Австрийский технологический институт, ул. Гифингассэ 4, 1210, Вена, Австрия. E-mail: marciej.krystian@univil.ac.at

³Завод медицинских инструментов CHIRMED, ул. Мстовска 8А, 42-240 Рудники, Ченстохов, Польша
E-mail: m.dyner@chirmed.pl

В статье представлены результаты испытаний высокоскоростной ротационной сварки титановых сплавов Ti64 ELI и CP-Ti, используемых, среди прочего, при изготовлении хирургических инструментов. Кроме того, в статье представлены результаты испытаний, связанные с процессом сварки и образованием стыка. Качество сварных швов оценивали на основе неразрушающего контроля и механических испытаний (статические испытания на растяжение и испытания на изгиб). Испытания привели к идентификации корреляции между условиями высокоскоростной ротационной сварки при соединении титановых сплавов, т. е. Ti64 ELI и CP-Ti, и качества сварных швов. Получены оптимальные диапазоны параметров процесса сварки, обеспечивающие более высокие показатели прочности соединений. Библиогр. 8, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: высокоскоростная ротационная сварка, титановые сплавы, структура и свойства

ВИСОКОШВИДКІСНЕ РОТАЦІЙНЕ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ — СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ З'ЄДНАНЬ

Д. МІАРА¹, Й. МАТУСЯК¹, А. П'ЄТРАС¹, М. КРИСТІАН², М. ДУНЕР³

¹Інститут зварювання, 44-100 Глівіце, вул. Бл. Чеслава 16-18, Польща. E-mail: adam.pietras@is.gliwice.pl

²Австрійський технологічний інститут, вул. Гіфінгассе 4, 1210, Відень, Австрія. E-mail: marciej.krystian@univil.ac.at

³Завод медичних інструментів CHIRMED, вул. Мстовська 8А, 42-240 Рудники, Ченстохов, Польща
E-mail: m.dyner@chirmed.pl

У статті представлені результати випробувань високошвидкісного ротацийного зварювання титанових сплавів Ti64 ELI і CP-Ti, використовуваних, серед іншого, при виготовленні хірургічних інструментів. Крім того, в статті представлені результати випробувань, пов'язані з процесом зварювання і утворенням стику. Якість зварних швів оцінювали на основі неруйнівного контролю та механічних випробувань (статичні випробування на розтягнення і випробування на вигин). Випробування привели до ідентифікації кореляції між умовами високошвидкісного ротацийного зварювання при з'єднанні титанових сплавів, тобто Ti64 ELI та CP-Ti, і якості зварних швів. Отримано оптимальні діапазони параметрів процесу зварювання, що забезпечують більш високі показники міцності з'єднань. Бібліогр. 8, табл. 2, рис. 6.

Ключові слова: високошвидкісне ротацийне зварювання, титанові сплави, структура і властивості

Поступила в редакцию 11.04.2018

9 Международная конференция «ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И ПРИМЕНЕНИЕ ЛАЗЕРОВ»

17–19 сентября 2018 г.

г. Санкт-Петербург (г. Пушкин)

Тематика конференции

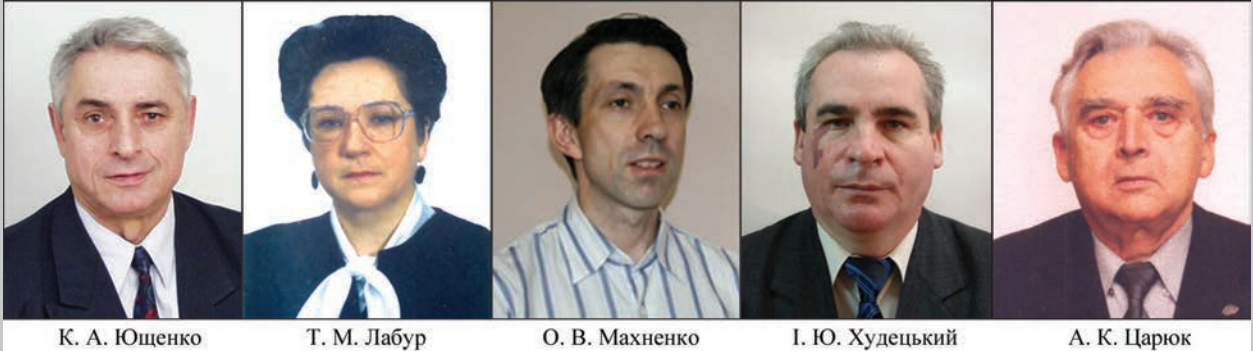
- Физические основы и математическое моделирование лучевых технологий. CAD-CAM-CAE системы.
- Оборудование и технологии сварки, наплавки и термообработки.
- Оборудование и технологии аддитивного производства.
- Оборудование и технологии резки, прошивки отверстий и обработки поверхности.
- Метрология, системы измерений и дефектоскопия.

Официальные языки конференции: английский, русский

www.ilwt-stu.ru

ПОЗДОРОВЛЯЄМО ЛАУРЕАТІВ ДЕРЖАВНОЇ ПРЕМІЇ УКРАЇНИ В ГАЛУЗІ НАУКИ І ТЕХНІКИ

Указом Президента України № 138/2018 від 19 травня 2018 р. присуджено Державні премії України в галузі науки і техніки групі вчених, до складу якої увійшли п'ять співробітників ІЕЗ ім. Є. О. Патона: академік НАН України К. А. Ющенко, д-ра техн. наук Т. М. Лабур, О. В. Махненко, д-р мед. наук І. Ю. Худецький, канд. техн. наук А. К. Царюк.



К. А. Ющенко

Т. М. Лабур

О. В. Махненко

І. Ю. Худецький

А. К. Царюк

Бажаємо лауреатам міцного здоров'я і подальших творчих успіхів на благо України.

Редколегія журналу

УКАЗ ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 138/2018 (витяг)

Про присудження Державних премій України в галузі науки і техніки 2017 р.

На підставі подання Комітету з Державних премій України в галузі науки і техніки постановляю:

присудити Державні премії України в галузі науки і техніки 2017 р.

За роботу «Матеріали і технології сучасної авіаційної техніки»:

ЮЩЕНКО Костянтину Андрійовичу — академікові Національної академії наук України, заступникові директора Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України,

ЛАБУР Тетяні Михайлівні — докторові технічних наук, провідному науковому співробітникові Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

За роботу «Ефективні методи оцінювання напруженого стану структурно-неоднорідних тіл, спричиненого дією полів різної фізичної природи»:

МАХНЕНКУ Олегу Володимировичу — докторові технічних наук, завідувачеві відділу Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

За роботу «Кріотермохірургічні методи та апаратура для лікування онкологічних захворювань органів черевної порожнини»:

ХУДЕЦЬКОМУ Ігорю Юліановичу — докторові медичних наук, провідному науковому співробітникові Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

За роботу «Створення оборотних гідроагрегатів Дністровської ГАЕС для підвищення ефективності об'єднаної енергетичної системи України»:

ЦАРЮКУ Анатолію Корнійовичу — кандидатові технічних наук, завідувачеві відділу Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України.

Президент України
19 травня 2018 р.

П. Порошенко

ПРЕМИЯ им. АКАДЕМИКА НАН УКРАИНЫ И. К. ПОХОДНИ

Ежегодно, с целью выделения ученых, опубликовавших лучшие научные работы, создавших изобретения и открытия, имеющие важное значение для развития науки и экономики, Национальная академия наук Украины присуждает премии имени выдающихся ученых.

В 2017 г., в частности, был объявлен конкурс на премии имени Н. Н. Боголюбова (отделение математики НАН Украины), Д. В. Волкова (отделение ядерной физики и энергетики НАН Украины), С. М. Гершензона (отделение биохимии, физиологии и молекулярной биологии НАН Украины), И. К. Походни (отделение физико-механических проблем материаловедения) и других известных ученых.

Ученый совет ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины рассмотрел представление и постановил выдвинуть на соискание премии им. академика НАН Украины И. К. Походни за 2017 г. цикл работ под названием «Высокоэффективные сварочные материалы с улучшенными санитарно-гигиеническими показателями для сварки современных высокопрочных низколегированных сталей», выполненный сотрудниками отдела «Исследование физико-химических процессов в сварочной дуге» Института д.т.н. В. В. Головки, к. т. н. И. Р. Явдоциным, д.т.н. В. Н. Шлепаковым. Представление было поддержано отделением физико-технических проблем материаловедения НАН Украины и на заседании президиума НАН Украины от 14.02.2018 г. было принято решение о присуждении этой работе премии имени академика НАН Украины И. К. Походни. Премия была вручена первым вице-президентом НАН Украины академиком А. Г. Наумовцем на общем собрании НАН Украины 26 апреля 2018 г.



В. В. Головки



И. Р. Явдошин



В. Н. Шлепаков

*Сотрудники Института электросварки им. Е. О. Патона сердечно поздравляют
В. В. Головки, И. Р. Явдошина и В. Н. Шлепакова
с признанием их заслуг и желают дальнейших творческих успехов.*

Научно-техническое представление работы

Цикл работ состоял из 28 статей и монографии, которые были опубликованы в Украине и за рубежом в период с 2013 по 2017 гг. Изложенные в этих работах результаты исследований способствуют дальнейшему развитию теории и практики комплексного микролегирования через состав сварочных материалов при дуговой сварке плавлением. Представленные работы направлены на создание высокоэффективных сварочных материалов с улучшенными санитарно-гигиеническими показателями, являются актуальными для совре-

менной промышленности и содержат новые важные научные знания.

Одним из основных направлений работ по теме является изучение закономерностей влияния комплексного микролегирования с использованием металло-минеральных комплексов, вводимых в сварочную ванну вместе с шлакообразующими компонентами через сварочные материалы, на структурообразование и повышение показателей свойств сварных соединений ВПНЛ сталей, создание сварочных материалов и технологии сварки,

соответствующих современным требованиям производства металлоконструкций.

Наиболее распространенный в промышленной практике класс современных ВПНЛ сталей соответствует уровню прочности 560 ... 620 МПа (по показателю предела текучести). Несмотря на металлургические аспекты использования известных методов легирования и микролегирования металла швов при сварке сталей этой категории прочности, насущной является проблема исследования и разработки систем микролегирования металла шва через сварочный материал, которые позволят получить мелкозернистую структуру металла швов без образования пленочных и остроугольных выделений на границах зерен, что будет способствовать повышению вязко-пластичных свойств сварных соединений при достижении необходимых показателей прочности. Решение указанных проблем является актуальным и важным направлением исследований и разработок, которые выполнялись в рамках научных программ ведомственного и целевого заказов НАН Украины, включавших исследования процессов структурообразования при комплексном легировании и микролегировании, их влияние на показатели механических свойств металла сварных соединений, разработку составов сварочных материалов и испытание разработок в промышленных условиях.

Был выполнен комплекс металлургических, металлографических и технологических исследований, которые позволили определить условия формирования литой структуры швов при инокулировании жидкой ванны тугоплавкими добавками и их реакции как второй фазы на кинетику роста первичных дендритов. Доли включений и выделения второй фазы существенно ограничивают рост зерна. Этому способствуют элементы, образующие труднорастворимые примеси типа устойчивых карбидов (титан, ванадий, цирконий, ниобий), оксидные включения, нерастворимые в аустените. По мере того, как размер зерен или частиц становится все меньше и меньше, все большая часть атомов оказывается на границах или свободных поверхностях. Благодаря тому, что доля поверхностных атомов в ультрадисперсных материалах составляет десятки процентов, ярко проявляются все особенности поверхностных состояний, и разделение свойств на «объемные» и «поверхностные» приобретает в какой-то степени условный характер. Развита поверхность влияет как на параметры решетки, так и на электронную подсистему. Наноструктурные материалы, вследствие очень малого размера зерен, содержащие в структуре большое количество границ зерен, кото-

рые играют определяющую роль в формировании их физических и механических свойств. Вследствие этого в проведенных экспериментальных исследованиях и разрабатываемых структурных моделях значительное внимание уделялось как самим наноматериалам экзогенного происхождения или инокулированным образованиям, так и границам зерен микроструктуры, образующихся под их влиянием.

В результате проведенных исследований было установлено, что наноразмерные неметаллические включения являются неизменной составляющей микроструктуры металла сварных швов. Они могут быть внесены в сварочную ванну в виде высокотемпературных соединений через сварочные материалы или образовываться в результате металлургических реакций в сварочной ванне. Данные включения активно участвуют в металлургических реакциях как в сварочной ванне, так и в кристаллизующемся металле, и во многом определяют условия формирования микроструктуры металла сварных швов. Наличие в сварочной ванне достаточного количества неметаллических включений, сопоставимых по своим размерам с зародышами кристаллизующегося металла, способствует формированию мелкозернистой первичной структуры сварного шва. Показано, что в зависимости от своего химического состава, нановключения, расположенные в теле аустенитных зерен, могут ускорять или замедлять диффузию углерода в процессе перекристаллизации и влиять, за счет этого, на образование ферритной фазы в виде верхнего или нижнего бейнита. Установлено влияние ликвации тугоплавких инокулянтов в процессе кристаллизации по границам аустенитных зерен на подавление образования зернограничного феррита и интенсификацию процесса зарождения внутризеренного феррита за счет снижения межфазной энергии.

Разработка методов инокулирования сварочной ванны тугоплавкими соединениями, создание компьютерных программ с целью прогнозирования количества и состава включений в металле сварного шва, позволили добиться формирования микроструктуры металла швов ВПНЛ сталей, обеспечивающей сочетание высоких показателей их прочности, пластичности и вязкости. Исходя из результатов проведенных исследований разработан состав порошковой проволоки типа «metal core», содержащий легирующую часть, предназначенную для достижения показателей прочности металла сварных швов на уровне основного металла. Результаты исследований реализованы в технологии дуговой сварки в среде защитного газа

(Ar + CO₂) ВПНЛ сталей порошковой проволокой, при котором обеспечивается ввод в расплав ванны инокулянтов, исходя из определенных физико-химических и химико-металлургических характеристик, для повышения уровня функциональных свойств сварных соединений.

С целью повышения устойчивости сварных соединений ВПНЛ сталей против хрупкого разрушения проведено экспериментальное исследование путей снижения потенциального содержания водорода в сварочных материалах (покрытых электродах, порошковой проволоке, агломерированном флюсе). Выполнены с применением методов комплексного термического анализа и масс-спектрометрии газовой фазы при динамическом нагреве от 30 до 1500 °С исследования физико-химических свойств смесей порошковых материалов, моделирующих состав сердечника порошковой проволоки. Они позволили оценить степень развития термохимической реакции деструкции в модельном сердечнике с выделением газов, а также развитие реакций окисления, образования комплексов и плавления смесей с образованием первичного расплава шлаковой и металлической фаз. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии проведена оценка затрат тепла на процессы нагрева и плавления порошковых смесей, моделирующие сердечник порошковых проволок, и эндотермические и экзотермические эффекты, сопровождающие эти процессы. При нагревании и плавлении порошковых смесей эндотермические процессы деструкции минеральных материалов, удаления влаги и плавления совмещаются с экзотермическими эффектами окисления металлических составляющих и образования соляно-оксидных комплексов, влияющих на общий характер и температурный интервал интенсивного хода реакций. Регулирование состава сердечника с учетом взаимного влияния его компонентов при нагревании позволяет управлять процессами плавления проволоки, что стало основой проектирования порошковых проволок с необходимыми технологическими характеристиками.

Выявлено существенное влияние комплексных лигатур на основе алюминия, лития, магния и кальция, которые вводятся в сердечник порошковых проволок, на ход процессов шлако- и газообразования и расход тепла при нагревании и плавлении порошковых композитов, направленных на гомогенизацию процессов и уменьшение затрат энергии на плавление порошковой проволоки, особенно для условий скоростного плавления, характерного для порошковых проволок малого диаметра.

Разработаны и проверены экспериментально технологические мероприятия контролируемой термической обработки сырьевых материалов и шихты, показана перспективность внедрения предлагаемой технологии из порошковых композиций шихты сварочных материалов с целью снижения содержания водорода в металле швов до сверхнизкого уровня.

Предложена новая технологическая схема обработки поверхности порошковой проволоки комплексом масел и защитных паст в процессе волочения, позволяющая существенно уменьшить количество остаточного масла на поверхности проволоки и защитить ее поверхность от коррозии при хранении перед использованием. Комплекс технологических мероприятий внедрен на Государственном предприятии «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины».

Проведен комплекс работ по усовершенствованию оборудования и технологии производства порошковой проволоки малых диаметров в условиях Государственного предприятия «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины». Изготовлены опытно-промышленные партии порошковых проволок типа ПГ-59-А4У по национальному стандарту ДСТУ 26271 и типов ISO 18276-A - T 62 2 Mn2.5NiMo P M 2 H5 и ISO 18726-B - T 69 4 T1 1 M A N4M1 H5. Испытания порошковых проволок подтвердили соответствие требованиям технической документации, национальным и международным стандартам на порошковые проволоки для сварки сталей повышенной и высокой прочности в среде защитных газов.

Разработаны нормативно-технологическая документация, технические условия и инструкции по изготовлению разработанной порошковой проволоки в условиях промышленных производств. Разработана базовая технологическая документация на сварку соединений проката низколегированных сталей высокой прочности категории от T55 до T69 по международным стандартам EN ISO 17632 и EN ISO 1826.

Конкурентная способность современных материалов для дуговой сварки в значительной степени определяется их сварочно-технологическими и санитарно-гигиеническими показателями. Именно в этом направлении ведутся работы ведущими зарубежными фирмами-производителями — «ESAB» (Швеция), «Lincoln Electric» (США), «Böhler» (Австрия), направленные на модернизацию покрытых электродов с целью повышения их конкурентоспособности и широкого проникнове-

ния на рынки постсоветских стран. Чтобы противостоять этому натиску необходимо иметь разработки отечественных электродов как с высоким уровнем технических характеристик, так и санитарно-гигиенических показателей. Достичь результатов по этим направлениям возможно только на базе детального изучения металлургических процессов, происходящих при дуговой сварке покрытыми электродами, и, в первую очередь, процессов плавления и переноса электродного металла, испарения и конденсации элементов с расплавом металла и шлака.

Процессы дуговой сварки сопровождаются образованием токсичных аэродисперсных частиц размером от 0,005 до 20 мкм, названных сварными аэрозолями, которые представляют опасность для здоровья человека и окружающей среды. Размер и форма указанных частиц определяют место их дальнейшего размещения в дыхательном тракте. Кроме этого, биологическая активность ингалированных частиц сварочных аэрозолей, как и других слабо растворимых веществ, зависит от их плотности, размера, формы и удельной поверхности. Отсюда вытекает актуальность исследований по построению соответствующих математических моделей, позволяющих получить многочисленные соотношения между характеристиками частиц сварочного аэрозоля, распределением их по размеру и параметрам дуговой сварки.

С помощью диффузионного аэрозольного спектрометра ДАС 2702 впервые показана динамика изменения размеров и количества частиц твердой составляющей сварочного аэрозоля (ТССА) с момента их образования в течение 15 ... 20 мин. Проведено исследование, в результате которого было установлено, что субмикроскопические доли ТССА (размер до 40 нм), которые образовались в результате конденсации паровой фазы, быстро коагулируют и увеличиваются в размере до 180...200 нм и более. Исходя из результатов физико-химических исследований и вычислительных экспериментов, были созданы математические модели, которые позволили адекватно прогнозировать процессы образования сварочных аэрозолей для различных видов дуговой сварки плавлением и, в частности, сварки покрытыми электродами. На базе компьютерного моделирования и лабораторных исследований разработаны покрытые электроды марки АНО-39 с более высокими, по сравнению с существующими отечественными и зарубежными марками электродов общего назначения для сварки малоуглеродистых и низколе-

гированных сталей, санитарно-гигиеническими показателями.

По данным коллектива исследователей, химический состав ТССА в основном зависит от содержания в покрытии и электродном стержне компонентов, которые характеризуются высокой упругостью паров (марганца, щелочных металлов, фтористых соединений и т.п.), а также от основности создаваемого в результате плавления покрытия шлака. Последняя характеристика влияет на интенсивность поступления в аэрозоли соединений щелочных и щелочноземельных металлов (K_2O , Na_2O , MgO , CaO). Показано, что уменьшение содержания карбонатов магния, целлюлозы и т.п., а также алюмосиликатов калия и натрия (жидкое стекло, слюда, полевой шпат и т.д.) способствует указанному результату. Полученные результаты были реализованы при создании электродов для сварки ВПНЛ сталей, при разработке которых, с целью повышения устойчивости сварных соединений против хрупкого разрушения, проведен комплекс физико-химических исследований процессов дегидратации щелочных силикатов и предложен оптимальный состав комплексного связующего электродных покрытий, обеспечивающий минимальное содержание водорода в наплавленном металле и высокую стойкость покрытия против адсорбции атмосферной влаги.

Изучено влияние состава жидкого стекла (связующего) и зернового состава компонентов электродного покрытия на его разнотолщинность. С целью повышения уровня сварочно-технологических свойств отечественных электродов разработан комплекс технологических мероприятий по надежному обеспечению низкого уровня разнотолщинности электродного покрытия как за счет оптимизации характеристик и состава жидкого стекла, зернового состава наполнителей покрытия, так и оптимизации конструктивных и технологических аспектов изготовления электродов.

Результаты исследований, выполненных на основе идей академика И. К. Походни в течение последних пяти лет авторским коллективом, реализованы при создании серии низкотоксичных электродов АНО-12, АНО-13, АНО-21, АНО-36, АНО-37, АНО-39, электродов типа Е696 М по ГОСТ 18275: 2008 для сварки тяжело нагруженных конструкций из низколегированных высокопрочных сталей, не имеющих отечественных аналогов и находящихся на уровне лучших зарубежных аналогов.



В МЕЖДУНАРОДНОМ ИНСТИТУТЕ СВАРКИ

(документы, представленные на 70-й ассамблее МИС, Шанхай, 2017 г.)

Комиссия С III —

Контактная сварка, сварка в твердой фазе и родственные процессы

- III-1845-17** «Влияние усилия зажатия на формирование и механические свойства соединений из композитных полимеров, выполненных сваркой трением» (N. Z. Borba и др.; Германия)
- III-1844-17** «Свариваемость многослойных современных высокопрочных сталей при контактной точечной сварке в однородном и разнородном сочетании» (S. Wei и др.; Китай)
- III-1843-17** «Развитие процессов контактной точечной сварки сплавов алюминия группы 6XXX и оцинкованных сталей» (B. Carlson, США)
- III-1842-17** «Термическая сварка термопластов с металлами: подготовка поверхности сталей с применением лазеров и дуги от неплавящегося электрода» (Schricker, K. и др.; Германия)
- III-1841-17** «Односторонняя контактная точечная сварка гибридных соединений полимер-металл» (Schricker, K. и др.; Германия)
- III-1840-17** «Исследование процессов плавления и кристаллизации при сварке металлов с пластмассами с применением лазеров» (Schricker, K. и др.; Германия)
- III-1839-17** «Влияние акустического размягчения на характеристики процесса сварки трением с перемешиванием с вибрациями» (C. S. Wu и др.; Китай)
- III-1838-17** «Влияние формы электрода на распределение температуры при контактной точечной сварке» (M. Iyota и др.; Япония)
- III-1837-17** «Механизм хрупкого растрескивания при контактной точечной сварке ультравысокопрочных сталей» (K. Taniguchi и др.; Япония)
- III-1836-17** «Сварка трением с перемешиванием сталей и сплавов магния» (H. Fujii и др.; Япония)
- III-1835-17** «Разработка приложения A ISO 14273» (K. Matsuyama; Япония)
- III-1833-17** «Одновременная двусторонняя сварка трением с перемешиванием деталей большой толщины из алюминиевых сплавов» (J. Martin; Великобритания)
- III-1832-17** «Сварка трением с перемешиванием дисперсионно-упрочненных оксидами сплавов и ферритно-мартенситных сталей с пониженной активностью (RAFM)» (Z. Feng и др.; США)
- III-1831-17** «Влияние дефектов на остаточные напряжения и поведение при усталости точечных соединений, выполненных сваркой трением, сплава 6061-T6» (J. Y. Cao и др.; Китай)
- III-1830-17** «Механизмы разрушения соединений алюминия и стали, выполненных контактной точечной сваркой, и влияние Fe_2Al_5 на механические свойства» (N. Chen и др.; Китай, США)
- III-1829-17** «Магнитоимпульсная сварка меди со сталью и алюминия со сталью DP 780» (S. Patra и др.; Индия)
- III-1828-17** «Общие и локальные свойства соединений сплава AA2024, выполненных сваркой трением» (P. Niu и др.; Китай)
- III-1827-17** «Влияние скорости вращения на процесс сварки трением вращением алюминиевых сплавов» (X. Li и др.; Китай)
- III-1826-17** «Влияние распределения нормальных напряжений на коронарные связи при сварке трением вращением» (F. Jin и др.; Китай)
- III-1825-17** «Влияние температуры обработки на свойства высокопрочных сталей, сваренных трением с перемешиванием» (G. Sorger и др.; Финляндия, Португалия)
- III-1824-17** «Гибридная сварка трением с перемешиванием с активным охлаждением для достижения суперпластичности сплава AA7075» (V. V. Patel и др.; Индия)
- III-1823-17** «Влияние послесварочной термообработки на микроструктуру и механические свойства соединений из высокопрочных сталей, сваренных двумя импульсами» (P. Eftekhari Milani и др.; Нидерланды)
- III-1822-17** «Подводная сварка трением с перемешиванием углеродистых сталей, соединенных дуговой сваркой» (J. P. Bergmann и др.; Германия)
- III-1821-17** «Вопросы сварки трением с перемешиванием» (Z. Wang; Китай)
- III-1820-17** «Экспериментальное изучение контактного сопротивления стальных листов с гальванопокрытием» (B. Yefeng и др.; Китай)
- III-1819-17** «Эволюция текстуры и механизм пластической деформации при магнитоимпульсной сварке сплавов алюминия и магния в разнородном сочетании» (X. Jiang и др.; Китай)

III-1818-17 «Механизм контактной точечной сварки АБС-пластиков и стали/алюминия» (С. Zhang и др.; Китай)

III-1817-17 «Изучение изменений микроструктуры нержавеющей стали AISI 304 при сварке трением вращением» (G. Wang и др.; Китай)

III-1816-17 «Выносливость соединения металла с композитом, выполненного сваркой трением с перемешиванием, под воздействием факторов окружающей среды» (S. M. Goushegiri и др.; Германия)

III-1815-17 «Влияние прослойки Al-Si5 на микроструктуру и механические свойства соединений алюминия со сталью, выполненных сваркой трением с перемешиванием» (Hui-Bin Xu и др.; Китай)

III-1814-17 «Продление ресурса работы инструмента для сварки трением с перемешиванием лазерной имплантацией керамических частиц в поверхностный слой инструмента» (S. Schüdde-korff и др.; Германия)

III-1813-17 «Понимание формирования дефекта «kissing bond» (схватывание) при сварке трением с перемешиванием» (G. Chen и др.; Китай)

III-1812-17 «Влияние контактной резки на потоки материала при сварке трением с перемешиванием: числовое моделирование потоков» (G. Chen и др.; Китай)

III-1811-17 «Влияние параметров режима сварки на микроструктуру и механические свойства подводной мокрой сварки трением трубной стали API X52» (J. Xiong и др.; Китай)

III-1810-17 «Микроструктура и механические свойства ремонтных швов, выполненных сваркой трением с перемешиванием, сталей AA2219-T87» (K. Liu и др.; Китай)

III-1809-17 «Изучение межфазной морфологии соединений AA1060 и SS321 при магнитноимпульсной сварке» (S. Su и др.; Китай, Тайвань)

III-1808-17 «Вейвлет-анализ для идентификации выплесков при контактной точечной сварке» (N. Wu и др.; Китай)

III-1807-17 «Моделирование и экспериментальная валидация самопроникающих заклепок для соединения алюминиевых сплавов с магниевыми» (Y-W. Ma и др.; Китай)

III-1806-17 «Влияние материала электрода на механизм его разрушения при контактной точечной сварке высокопрочной стали с гальванопокрытием» (J. Yao и др.; Китай)

III-1805-17 «Сравнение усталостных свойств соединений для нужд автомобилестроения, выполненных контактной точечной сваркой и контактной точечной пайкой» (M. Palombo и др.; Италия)

III-1804-17 «Новый процесс на базе сварки трением для соединения Al/Cu труб: механизм формирования и характеристики соединения» (W. Li и др.; Китай)

III-1803-17 «Оценка формирования соединения и механических свойств точечных соединений AA-7075-T6/CFRP, выполненных сваркой трением» (N. Manente и др.; Германия)

III-1799-17 «Применение гибридной технологии сварки трением с перемешиванием для улучшения эффективности охлаждения электронных компонентов» (H. Karvinen и др.; Финляндия)

III-1798-17 «Влияющие факторы при неразрушающем контроле точечных соединений по анализу изображения остаточной плотности потока» (C. Mathiszik и др.; Германия)

III-1797-17 «Увеличение ресурса работы электродов для контактной точечной сварки с применением интервалов обработки, зависящих от износа, и дисперсионного упрочнения меди» (D. Köberlin и др.; Германия)

III-1796-17 «Распространение теплоты в контактной зоне при конденсаторной сварке» (M.-M. Ketzel и др.; Германия)

III-1794-17 «Результаты контактной точечной сварки двухфазной стали» (B. Palotás и др.; Венгрия)

III-1793-17 «Разработка технологии контактной точечной сварки автомобильных двухфазных ферритно-мартенситных сталей с применением метода конечных элементов и экспериментальных исследований» (Z. Bézi и др.; Венгрия)

III-1792-17 «Моделирование процесса контактной точечной сварки сплавов на основе алюминия 5182 и 6016 с учетом поверхностного слоя» (S. Neilmann и др.; Германия)

III-1791-17 «Разупрочнение зоны сплавления при контактной точечной сварке ультравысокопрочных 22MnB5 сталей и его влияние на процесс разрушения» (O. Spergerenko и др.; Германия)

III-1790-17 «Использование силовых профилей для улучшения свариваемости автомобильных компонентов из стали 22MnB5» (N. Holtschke и др.; Германия)

III-1789-17 «Применение инверторов для контактной точечной сварки в Венгрии» (L. Tóth и др.; Венгрия)

III-1788-17 «Рельефная сварка с управляемым пневмоклапаном» (H. S. Chang; Южная Корея)

III-1786-17 «Точечная сварка трением алюминиевых сплавов с высокопрочными сталями» (U. Suhuddin и др.; Германия)



VIII СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА «МЕТАЛЛ. ОБОРУДОВАНИЕ. ИНСТРУМЕНТ»

25–27 апреля во Дворце спорта «Украина» (г. Львов) прошла VIII специализированная выставка «Металл. Оборудование. Инструмент». Выставка была организована компанией ТОВ «ЕкспоЛьвів». Информационную поддержку выставки обеспечили журналы «Автоматическая сварка», «Оборудование и инструмент для профессионалов», «Металл дайджест» и другие.

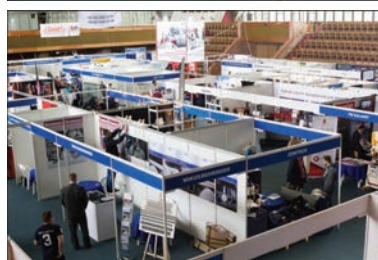
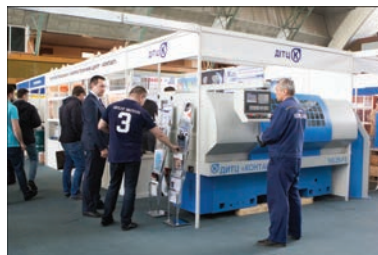
Тематика выставки включала следующие темы:

- оборудование для обработки металлов
- металлорежущие станки и приспособления
- плазменное оборудование и технологии
- оборудование для раскроя листа и проката
- металлорежущие инструменты
- сварочное оборудование
- кузнечное оборудование и изделия
- ручной электроинструмент
- абразивный, алмазный, прецизионный инструмент
- пневматический и гидравлический инструмент
- слесарный и монтажный инструмент
- металлоизделия, изделия для соединения и крепежа
- средства защиты

В выставке приняли участие свыше 50 компаний, представляющих производство, торговлю, а также дистрибьютеры из разных областей Украины.

Среди участников такие известные компании как «Fronius Ukraine», «Бинцель Украина», ООО «Дельта – Современные технологии», «Саммит», «Техмаш» и другие.

Программа выставки включала проведение ряда тематических семинаров, презентаций, которые позволили обеспечить уникальную возможность специалистам повысить уровень профессиональных знаний и обменяться опытом при личном общении.



Выставка «Металл. Оборудование. Инструмент» стала местом встречи ведущих специалистов в области машиностроения, металлообработки и других отраслей промышленности и послужила мощным информационным источником.

ХІІ ВСЕУКРАЇНСЬКИЙ ФЕСТИВАЛЬ НАУКИ

18–19 травня 2018 р. в Києві пройшов ХІІ Всеукраїнський фестиваль науки.

Відкриття наукового свята відбулося за традицією в Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України. Фестиваль відкрив перший віце-президент Національної академії наук України, голова Секції фізико-технічних і математичних наук НАН України академік Антон Наумовець.

Привітання від голови Верховної Ради України Андрія Парубія оголосив учасникам відкриття Фестивалю академік Вячеслав Богданов, а привітання від президента Національної академії наук України академіка Бориса Патона — головний учений секретар НАН України академік Антон Наумовець.

Присутні переглянули літературно-музичну концертну програму, підготовлену учнями

спеціалізованої школи № 49 з поглибленим вивченням французької мови.

Вітальне слово виголосила Надзвичайний і Повноважний Посол Французької Республіки в Україні пані Ізабель Дюмон. Вона висловила свої захоплення від виступів юних учасників Фестивалю, які завдяки педагогам і власному натхненню успішно опановують французьку мову. Пані Посол також відзначила, що велика честь для цього зібрання — приймати високого гостя, а саме видатного французького фізика, лауреата Нобелівської премії в галузі фізики 2017 р. професора Сержа Ароша. Пані І. Дюмон коротко розповіла про двостороннє наукове співробітництво між Францією та Україною, зокрема за програмами «Erasmus+», «Horizont 2020». За її словами, ця співпраця розвивається з кожним роком.



В конференц-залі Фестивалю



Виступ лауреата Нобелівської премії проф. Сержа Ароша



На виставці наукових досягнень установ НАН України

Наостанок пані Посол підкреслила, що Франція, яку широкий загал знає передусім завдяки її культурі, гастрономії, парфумерії, моді тощо, вважає науку пріоритетною сферою. «Наша присутність тут доводить, наскільки важливо для нас підтримувати наукові напрями», — сказала вона.

Академік А. Наумовець вручив французьким гостям відзнаки НАН України: пані І. Дюмон — Подяку Президії НАН України («за вагомий особистий внесок у розвиток міжнародного наукового співробітництва»), професорові С. Арошу — диплом про присвоєння йому звання «Почесний доктор Національної академії наук України» («за вагомий внесок у розвиток науки, суспільний прогрес, забезпечення миру, взаєморозуміння й співробітництва між народами»).

Із лекцією з тематики своїх досліджень виступив лауреат Нобелівської премії професор Серж Арош.

Лекцію «Супермолекулярна хімія — здобутки для охорони здоров'я та екології» прочитав директор Інституту органічної хімії НАН України академік Віталій Кальченко.

На завершення урочистостей було нагороджено найкращі академічні наукові видання та вручено дипломи учасника Фестивалю.

Під час Фестивалю в Інституті електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України діяла також виставка-презентація наукових досягнень установ НАН України, під час якої вчені 50 академічних інститутів представили близько 400 своїх розробок.

Демонстрували науково-дослідницькі роботи та виступали зі стендовими доповідями й вихованці Малої академії наук України і учні київських шкіл.

Нагадаємо, що цей Фестиваль проводиться щороку з метою популяризації досягнень науки в Україні, залучення молоді до наукових досліджень, піднесення авторитету і престижу науки в



Учасники Малої академії наук України

українському суспільстві. Загалом у рамках XII Всеукраїнського фестивалю науки, який тривав з 16 по 18 травня 2018 р., відбулося понад 1 тис. заходів по всій Україні — дні відчинених дверей в академічних наукових установах і вищих навчальних закладах, виступи провідних вітчизняних та іноземних учених із популярними лекціями, виставки, екскурсії до лабораторій і музеїв, засідання круглих столів, квести, презентації інноваційних розробок, стендові доповіді, зелені лабораторії, наукові кафе, демонстрації науково-популярних фільмів тощо.

Організаторами XII Всеукраїнського фестивалю науки цього року були Національна академія наук України, Міністерство освіти і науки України, Міністерство молоді та спорту України, Національний центр «Мала академія наук України», Національна академія медичних наук України, Національна академія аграрних наук України, Національна академія правових наук України, Національна академія мистецтва України, Київський національний університет ім. Тараса Шевченка, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут ім. Ігоря Сікорського». Партнерами Фестивалю стали посольство Французької Республіки в Україні та Інститут Франції.

Більше відомостей про XII Всеукраїнський фестиваль науки — у фотоальбомі на Facebook-сторінці Академії: [https:// www.facebook.com/NASofUkraine/posts/1861024640863657](https://www.facebook.com/NASofUkraine/posts/1861024640863657).

Прес-служба НАН України

В. Ф. КВАСНИЦКОМУ — 80



В июне исполнилось 80 лет доктору технических наук, профессору, лауреату премии СМ СССР и Государственной премии Украины, заведующему кафедрой сварочного производства Национального института кораблестроения им. адм. Макарова Вячеславу Федоровичу Квасницкому.

В. Ф. Квасницкий после окончания кораблестроительного факультета Национального университета им. адм. Макарова (НУК) по специальности «Судостроение и судоремонт» со специализацией «Сварка» был приглашен на кафедру сварочного производства. Работал ассистентом, старшим преподавателем, доцентом. С 1980 г. по настоящее время возглавляет кафедру сварочного производства. Избирался деканом факультета, а также проректором по науке НУК.

В 1967 г. защитил в Ленинградском кораблестроительном институте кандидатскую диссертацию, а в 1988 г. в ЦНИИ КМ «Прометей» — докторскую.

Главное направление научной деятельности В. Ф. Квасницкого — развитие перспективных направлений сварочной науки. Среди них диффузионная сварка и высокотемпературная пайка, дуговая сварка жаропрочных сплавов, исследование трещиностойкости соединений. К концу 1970-х гг. под его руководством были созданы технологии соединения новых композиционных материалов, высокожаропрочных сплавов и тугоплавких металлов, керамических материалов со сплавами титана, электротехнической медью, нержавеющей стали и др.

В 1981 г. под руководством В. Ф. Квасницкого была разработана и введена в эксплуатацию не имевшая аналогов в СССР сверхвысоковакуумная установка ВВУ-1Д, позволившая на одном оборудовании реализовать технологии диффузионной сварки, вакуумной пайки и ионно-плазменного напыления.

В 1985 г. В. Ф. Квасницкого назначили руководителем отраслевой лаборатории при НУК. Комплекс работ по пайке и сварке, выполненный в этот период совместно со специалистами СПб «Машпроект», Николаевским филиалом ЦНИИ ТС, НПО «Энергия», ИЭС им. Е. О. Патона, ИПМ, ЦНИИ КМ «Прометей», МАТИ и др., был отмечен в 1991 г. Премией СМ СССР.

В. Ф. Квасницкий наладил активное сотрудничество со специалистами КНР, приложил усилия по совершенствованию материальной базы кафедры. С 1997 г. по инициативе В. Ф. Квасницкого и содействию судостроительных предприятий Украины при НУК был создан Судостроительный учебный центр сварочной техники, получивший право выпуска инженеров со статусом «Европейский инженер по сварке».

Кафедра сварочного производства совместно с другими кафедрами НУК и организациями принимала активное участие в модернизации судостроительного производства Украины, разработке и внедрении современных технологий. За создание новых транспортных судов и средств океанотехники в 2011 г. В. Ф. Квасницкому в составе авторского коллектива присуждена Государственная премия Украины в области науки и техники.

В течение всей своей научной деятельности В. Ф. Квасницкий постоянно уделяет внимание подготовке научных кадров, им подготовлено 5 кандидатов технических наук. Он является членом специализированного совета при ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины и НУК им. адм. Макарова.

За годы творческой деятельности им опубликовано более 300 научных трудов как в Украине, так и в зарубежных изданиях. Он является автором более 20 изобретений, 18 монографий, учебников и учебных пособий, соавтором Правил классификации и постройки морских судов (в 10 томах) Регистра судостроительства Украины, энциклопедии «Технология сварки, пайки и резки», справочника «Диффузионная сварка материалов», изданного на английском языке.

Результаты научных исследований и изобретений В. Ф. Квасницкого легли в основу создания новых высокоэффективных сварочных и родственных технологий, оборудования для диффузионной сварки, вакуумной пайки, ионно-плазменного напыления, плазменных технологий обработки материалов, применения высококонцентрированных источников энергии для модификации поверхностей материалов, нашедших широкое промышленное применение.

Благодаря доброте, отзывчивости, скромности, целеустремленности, глубокой порядочности, Вячеслав Федорович по праву пользуется глубоким уважением у коллег и сотрудников.

Искренне поздравляем юбиляра с 80-летием и желаем активного творческого долголетия.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Общество сварщиков Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

К 25-летию НИЦ «СВАРКА И КОНТРОЛЬ В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ»

1 июля 2018 г. исполняется 25 лет со дня начала функционирования Государственного предприятия «Научно-инженерный центр сварки и контроля в отрасли атомной энергетики Украины Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины» (НИЦ СКАЭ), созданного в 1993 г. на базе нескольких отделов и подразделений ОКБ ИЭС им. Е. О. Патона Постановлением № 110-Б Бюро Президиума НАН Украины по инициативе Ученого совета ИЭС им. Е.О. Патона и лично президента НАН Украины, директора ИЭС им. Е. О. Патона академика Б. Е. Патона.

Первым директором НИЦ СКАЭ был назначен В. А. Богдановский, с 2013 г. и по настоящее время НИЦ СКАЭ возглавляет Н. М. Махлин. Бессменным научным руководителем НИЦ СКАЭ является заместитель директора ИЭС им. Е. О. Патона академик НАН Украины Л. М. Лобанов.

В соответствии с Постановлением Бюро Президиума НАН Украины и решениями Ученого совета ИЭС им. Е.О. Патона основными направлениями деятельности НИЦ СКАЭ являются:

- проведение проектно-конструкторских и опытно-технологических работ по созданию ремонтных технологий дуговой сварки касательно объектов атомной энергетики и внедрение этих технологий в производство;

- разработка новых процессов и технологий дуговой, в том числе механизированной и автоматической электросварки и родственных технологий применительно к трубопроводам и оборудованию объектов атомной энергетики;

- разработка, проектирование, изготовление и внедрение нового сварочного оборудования, аппаратуры, источников питания, систем управления, средств технологического оснащения и средств малой механизации;

- проектирование контейнеров, упаковочных комплектов и систем хранения и транспортирования радиоактивных отходов (РАО), в том числе отработавшего ядерного топлива (ОЯТ), разработка и внедрение в производство технологий и средств их изготовления;

- разработка нормативно-технической документации по вопросам сварки и контроля качества сварных соединений трубопроводов и оборудования объектов атомной энергетики, а также контейнеров, упаковочных комплектов и систем хранения и транспортирования РАО и ОЯТ;

- рассмотрение, экспертиза и решение материаловедческих вопросов касательно основных и сварочных материалов и сварных соединений трубопроводов и оборудования объектов атомной энергетики и металлоконструкций контейнеров, упаковочных комплектов и систем хранения и транспортирования РАО и ОЯТ;

- аттестация технологий, персонала и оборудования для изготовления металлоконструкций контейнеров, упаковочных комплектов и систем хранения и транспортирования РАО и ОЯТ;

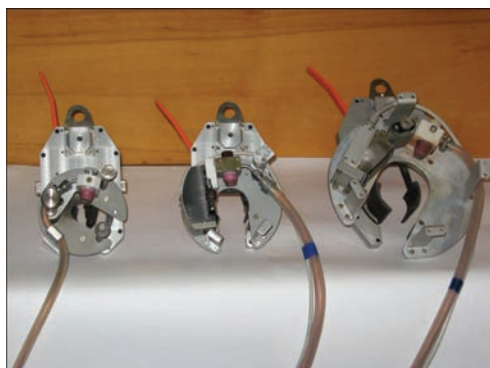
- оказание экспертных, консультационных, методических и других научно-технических услуг предприятиям и организациям отрасли атомной энергетики и других отраслей по вопросам сварки и контроля качества сварных соединений металлоконструкций;

- разработка, проектирование, изготовление и внедрение компьютеризированных аппаратно-программных технических комплексов для обучения, повышения квалификации, тестирования, допускового контроля и аттестации электросварщиков (сварочных тренажеров).

В соответствии с этими направлениями деятельности за время своего существования в НИЦ СКАЭ, в частности:

- разработано и передано Заказчикам более 500 экспертных заключений, технических решений, технологических инструкций, сертификатов и другой нормативно-технической документации для предприятий и организаций отрасли атомной энергетики Украины и других отраслей;

- разработан и внедрен ряд импортозамещающих технологий дуговой и микроплазменной сварки и образцов отечественного оборудования для их реализации, например, высокоэффективных методов ручной дуговой сварки покрытыми электродами (ММА) и ручной сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов (TIG) с использованием режимов сварки модулированным током, автоматической орбитальной сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов (GTAW) неповоротных стыков трубопроводов диаметром от 7,0 до 76,0 мм с толщиной стенки до 3,5 мм и диаметром от



Головки сварочные АДЦ625.03.00.000, АДЦ626.03.00.000, АДЦ627.03.00.000



Наружный вид торцевателей ТРЦ 76 УЗ.1 и ТРЦ 38 УЗ.1



Труборез серии ТТЦ-660 УЗ.1

76,0 до 219,0 мм с толщиной стенки до 12 мм из сталей аустенитного, перлитного, мартенситного и других классов, а также некоторых цветных металлов и сплавов;

- разработаны и внедрены в производство процессы и технологии получения всех сварных соединений корпусов поглощающих элементов (ПЭЛ) для контейнеров сухого хранилища ОЯТ (СХОЯТ) Запорожской АЭС и чехлов каналов нейтронных измерительных (КНИ) реакторов ВВЭР-1000 с применением отечественного оборудования для GTAW;

- спроектированы и внедрены в производство национальные контейнеры КРО-200 для хранения жидких РАО, контейнеры КТРО-200 и контейнеры КРО-200 ЮУ для хранения твердых РАО, а также металлоконструкции бетонных вентилируемых контейнеров (БВК) СХОЯТ Запорожской АЭС;

- разработаны и внедрены в производство процессы и технологии получения всех сварных соединений при изготовлении контейнеров КРО-200, КТРО-200, КТРО-200 ЮУ, КТ-ТЭН и многоместных герметичных корзин (МГК) БВК СХОЯТ, а также процессы и технологии получения сварных соединений при

герметизации защитной и силовой крышек МГК БВК СХОЯТ;

- разработаны и внедрены в производство высокоэффективные энергосберегающие электронные регуляторы сварочного тока РДЭ-251 УЗ.1 и РДГ-201 УЗ.1 (чопперного типа) с расширенными технологическими возможностями для многопостовых систем MMA и TIG, соответственно, освоено их промышленное производство;

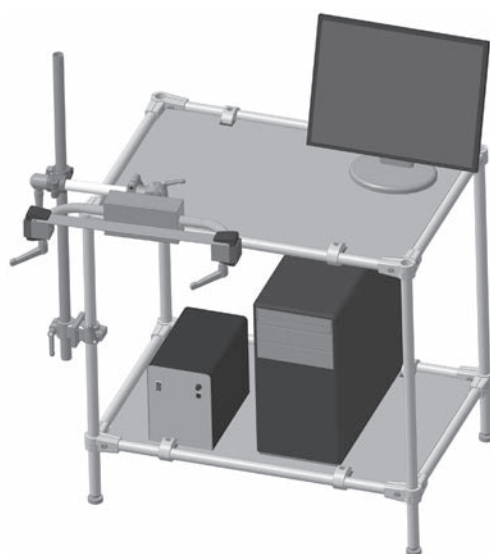
- разработаны и внедрены в производство multifunctional источники питания ИЦ 616 УЗ.1 и ИЦ 617 УЗ.1 чопперного типа для ручной, полуавтоматической и автоматической TIG-сварки;

- впервые в Украине разработаны, изготовлены и внедрены в производство импортозамещающие автоматы АДЦ 627 УЗ.1, АДЦ 625 УЗ.1 и АДЦ 626 УЗ.1 для GTAW без подачи присадочной проволоки неповоротных стыков трубопроводов с толщиной стенки до 3,5 мм диаметром от 7,0 до 24,0 мм, от 18,0 до 42,0 мм и от 42,0 до 76,0 мм, соответственно, а также разработаны и изготовлены автоматы АДЦ 628 УХЛ4, АДЦ 629 УХЛ4 и АДЦ 630 УХЛ4 для GTAW с подачей присадочной проволоки и колебаниями неплавящегося электрода неповоротных стыков трубопроводов с толщиной стенки до 12,0 мм диаметром от 76,0 до 114,0 мм, от 114,0 до 159,0 мм и от 159 до 219 мм, соответственно, при этом все составные части автоматов (в том числе источник питания, система управления, исполнительные механизмы, сварочные головки и т. п.) разработаны в НИЦ СКАЭ и изготавливаются в Украине;

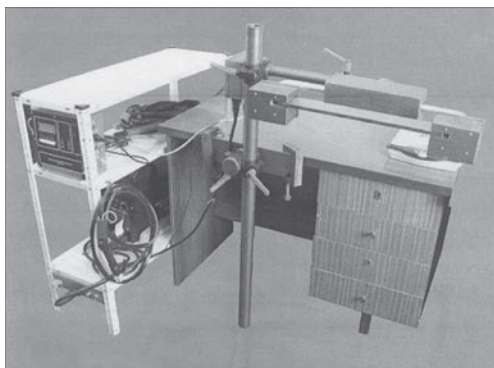
- также впервые в Украине разработаны, изготовлены и успешно прошли опытно-промышленную проверку образцы механического оборудования с унифицированными пневмоприводами для подготовки стыков трубопроводов под сварку, в том числе торцеватель ТРЦ-38 для труб диаметром от 14 до 38 мм с толщиной стенки до 5,0 мм, торцеватель ТРЦ-76 для труб диаметром от 38 до 76 мм с толщиной стенки до 7,0 мм и труборез ТТР-660 (разъемный) для труб диаметром от 108 до 159 мм с толщиной стенки до 15,0 мм;

- разработаны, изготавливаются и поставляются компьютеризованные аппаратно-программные комплексы полувиртуального типа (тренажеры сварщика) для применения в качестве технических средств обучения, тренажа, повышения квалификации, тестирования, допускового контроля и аттестации электросварщиков ручной и полуавтоматической сварки, в том числе малоамперный дуговой тренажер сварщика МДТС-05М1 и тренажер сварщика дуговой ТДС-06М1, причем с 2003 г. изготовлено, поставлено и находится в эксплуатации более 1200 экземпляров таких тренажеров;

- разработаны и широко применяются в сварочном оборудовании и в тренажерных аппаратно-программных комплексах унифицированные функциональные узлы и устройства, например, бесплатформенные датчики пространственного положения (преимущественно на базе трехосевых акселеро-



Тренажер сварочный МДТС-05М1



Тренажер сварочный ТДС-06М1



Регулятор сварочного тока РДГ-201УЗ.1

отделами Института электросварки им. Е. О. Патона, в том числе привлечь специалистов и оборудование его лабораторной базы, а также взаимодействовать с другими учреждениями, организациями и предприятиями НАН Украины.

метров инерционного типа), высокоточные универсальные датчики напряжения и тока дуги с гальванической развязкой силовых и сигнальных цепей, контроллеры приводов исполнительных механизмов, устройства возбуждения дуги, контроллеры цикла сварки и др.

В персональный состав НИЦ СКАЭ входят высококвалифицированные и опытные технологи-исследователи, специалисты по материаловедению сварных соединений, инженеры-конструкторы-механики, инженеры-конструкторы-электрики, инженеры-схемотехники и инженеры-электронщики, программисты, инженеры-технологи по сварке и другие специалисты в области сварочного производства. За последние 20 лет сотрудниками НИЦ СКАЭ опубликовано более 40 работ и получено более 25 патентов Украины и России по различным аспектам дуговой сварки и сварочного оборудования. Подавляющее большинство разработок НИЦ СКАЭ выполнено и выполняется на уровне изобретений.

НИЦ СКАЭ имеет гарантированную возможность при необходимости взаимодействовать с профильными научными



Учебная лаборатория. Сварочные технологии с использованием малоамперных тренажеров сварщика МДТС-05М

Среди Заказчиков и Партнеров НИЦ СКАЭ — все АЭС Украины, Государственное предприятие «НАЭК «Энергоатом» и его обособленные подразделения «Атомэнергомаш» (г. Энергодар Запорожской обл.), «КБ «Атомприбор» (г. Киев), «Атомремонтсервис» (г. Славутич Киевской обл.), «Атомкомплект» (г. Киев) и др., Институт ядерных исследований и Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины (г. Киев), Харьковский физико-технический институт НАН Украины, Государственная инспекция по ядерному регулированию Украины (ГИЯРУ) и ее Научно-технические центры (г. Киев), ООО «Прогресс Групп» (г. Киев и г. Бердичев Житомирской обл.), ООО «Союзэнергомаш» (г. Днепропетровск), ООО «ТИСЭР» (г. Киев и г. Белая Церковь Киевской обл.), ПАО «ЧЕЗРА» (г. Чернигов), ОАО «Никопольский ферросплавный завод» (г. Никополь Днепропетровской обл.), компания «Novarka» (г. Славутич Киевской обл.) и многие другие предприятия и организации Украины; РУП «Минский тракторный завод» (г. Минск, Республика Беларусь), ОАО «Московский электроламповый завод» (г. Москва, Россия), Московский государственный технический университет им. Н. Э. Баумана (г. Москва, Россия), Челябинский государственный технический университет (г. Челябинск, Россия), Тульский государственный технический университет (г. Тула, Россия), ЗАО «Дидактические системы» (г. Москва, Россия), ООО «Центр промышленного оборудования» (г. Санкт-Петербург, Россия), КБ «Шторм» (г. Верхняя Пышма Свердловской обл., Россия) и многие другие предприятия и организации стран ЕС, СНГ, Китая и других стран.

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, Общество сварщиков Украины и редакция журнала «Автоматическая сварка» сердечно поздравляют коллектив НИЦ СКАЭ со славным юбилеем и желают ему новых творческих и производственных свершений, экономического благополучия.

Институт титана

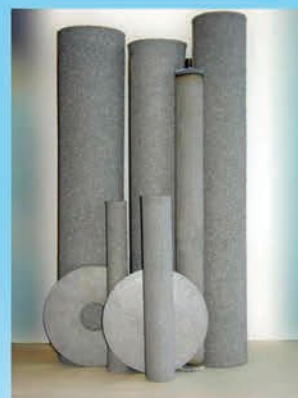
ПУБЛИЧНОЕ АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ИНСТИТУТ ТИТАНА» специализируется в области разработки техники, технологии и проектировании предприятий для производства цветных и редких металлов, решает вопросы расширения, реконструкции и модернизации объектов производственного назначения.

Институт титана выполняет:

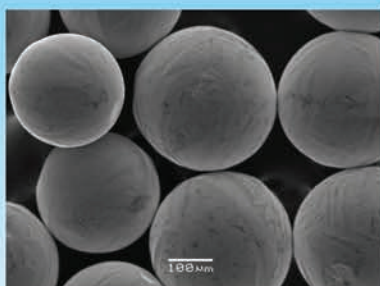
- научные исследования
- технологические разработки
- опробование сырья
- проектно-конструкторские разработки

оказывает техническую помощь при строительстве, монтаже и освоении технологий производства по следующим направлениям:

- титановые шлаки для получения титана губчатого и пигментного диоксида титана
- тетрахлорид титана и его очистка
- титан губчатый
- порошки титана, изделия из титановых порошков
- редкие металлы – цирконий, ванадий, скандий, галлий
- полупроводниковые материалы
- тяжелые металлы – цинк, свинец, никель
- десульфурация чугуна гранулированным магнием
- нержавеющая сталь (метод газокислородного рафинирования (ГКР))
- защита окружающей среды, разработка нормативной документации
- стандартизация, сертификация, метрология, аналитический контроль, стандартные образцы, аккредитация аналитических лабораторий



Порошки сферические и порошки, полученные по технологии гидрирования-дегидрирования титана губчатого и титаносодержащих материалов необходимого гранулометрического состава (40-100 мкм) для аддитивных технологий, синтеза изделий методами порошковой металлургии, наплавки, напыления



Пористые спеченные изделия для очистки различных агрессивных сред, а также для фильтрации питьевой и минеральной воды

**Институт сертифицирован
по международному стандарту ISO 9001:2015**

ПАО «Институт Титана»

Проспект Соборный, 180, г. Запорожье, Украина, 69035

Тел.: +38 (061) 289-91-00; факс: +38 (061) 289-91-30

E-mail: common@timag.org

<http://www.timag.org>

ДЕВЯТАЯ МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах»

Посвящается 100-летию Национальной академии наук Украины

Украина, Одесса, отель «Курортный»
10 – 14 сентября 2018 г.



Национальная академия наук Украины
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАНУ
Международная Ассоциация «Сварка»

Для участия в конференции необходимо заполнить регистрационную карточку и вместе с тезисами доклада направить ее в Оргкомитет до 20 июня 2018 г. К началу конференции будут изданы тезисы докладов.

Сборники трудов восьми предыдущих конференций «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» на сайте: <http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings>

Оргкомитет

ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины,
ул. Казимира Малевича 11,
г. Киев, 03680, Украина;
тел./факс: (38044) 200-82-77, 205-22-26
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/mmi2018>

Контрольные даты

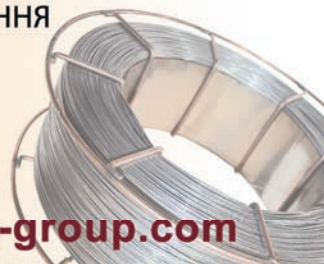
Подача заявок на участие и тезисов докладов	до 20.06.2018 г.
Рассылка второго информационного сообщения и подтверждение участия	до 12.07.2018 г.
Оплата регистрационного взноса	до 11.09.2018 г.



МИ СТВОРЮЄМО ТЕ, ЩО З'ЄДНУЄ ТА ОБ'ЄДНУЄ

НАЙБІЛЬШИЙ ВИРОБНИК
ПОРОШКОВИХ ДРОТІВ
В УКРАЇНІ

БІЛЬШЕ НІЖ 75 МАРОК ДІАМЕТРОМ 0,9-6 мм
ДЛЯ ЗВАРЮВАННЯ, НАПЛАВЛЕННЯ,
НАПИЛЕННЯ



www.weldtech-group.com

Календарь июня

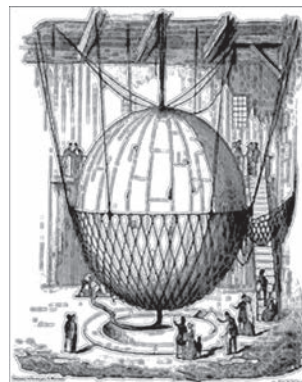
1 июня 1925

В начале июня основана фирма «Chrysler» — американская автомобилестроительная компания. Фирма с самого начала основания использовала сварку при создании машин. С 1930 г. «Chrysler» начинает использовать для автомобилей новые сварные конструкции, которые собирались из стальных балок, приваренных к панелям кузова. Высокая надежность машин прославилась «Chrysler», и его модели 1930-х гг. стали одними из самых продаваемых.



2 июня 1844

На окраине Парижа Эдмонд Мари-Монг испытал первую в мире воздухоплавательную металлоконструкцию. Медная сфера была изготовлена из сварных медных листов толщиной 0,1 мм. Однако примитивная технология кузнечной сварки нанесла проекту серьезный урон. На тонких листах меди непроизвольно появлялись отверстия, деформации, надрезы, что приводило к утечке водорода. Газ с шипением уходил через мелкие щели и поэтому запуск провалился. Однако, несмотря на неудачу, металлическая конструкция Эдмонда Мари-Монга вдохновила многих инженеров и энтузиастов. Изобретатели металлических аппаратов наперебой патентовали свои проекты в Европе и Америке.



3 июня 1951

В начале июня в ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР создана специальная вагон-лаборатория, оснащенная образцами новейшей автосварочной аппаратуры и наглядными приборами, которая в качестве передвижной лаборатории была отправлена на предприятия Урала для пропаганды технологий автоматической сварки и оказания помощи при их внедрении.



4 июня 1958

Летом 1958 г. введена в эксплуатацию первая советская (третья в мире) атомная подводная лодка. Еще в начале 1930-х гг. в СССР и США приступили к созданию принципиально новых подводных лодок с силовыми установками на атомной энергии. В перечне необходимых качеств новой подводной лодки указывалась глубина погружения 300 м. Погружение на такую глубину превосходило в несколько раз все достигнутые ранее рекорды. После ряда экспериментов были получены необходимые свойства и требуемое качество сварных соединений.



5 июня 1934

Прошли торжественные чествования экипажа ледокола «Челюскин». Во время неудачного плавания и последующего многодневного дрейфа экипаж заметил одну важную техническую деталь. Когда корпус корабля сдавливался льдами, заклепки не выдерживали давления и подобно пулям вылетали из борта корабля. После гибели «Челюскина», раздавленного льдами, конструкторы стали отказываться от заклепок в пользу сварки. Как показал опыт, корпус судна стал легче, трудоемкость при постройке сократилась на треть. Сварку также стали повсеместно использовать в судоремонте.



* Материал подготовлен компанией ООО «СТИЛ ВОРК» (г. Кривой Рог) при участии редакции журнала. Календарь публикуется ежемесячно, начиная с выпуска журнала «Автоматическая сварка» № 11, 2017 г.

6 июня 1927

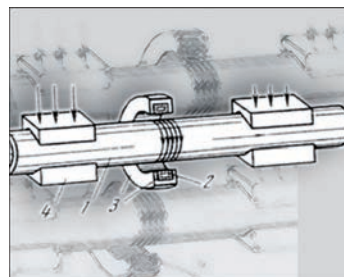
Ученый и инженер Виктор Петрович Вологдин (1883–1950) в своей краткой рукописной записке «Применение электрической дуговой сварки при постройке мостов и крупных железных конструкций» предложил идею постройки цельносварного моста. В 1928 г. он спроектировал и построил цельносварной мост на полуостров Шкота во Владивостоке. Четыре сварщика сварили мост с пролетом 25 м всего за 20 дней, сэкономив 25 % металла по сравнению с клепаной конструкцией. В 1929–1931 гг. он построил еще два цельносварных моста, в том числе мост тяжелого типа с пролетом 36,6 м и общим весом 300 т.

7 июня 1977

В начале июня 1977 г. фирма «Кемпри» изготовила первый в мире инверторный источник питания «Hilarc-250», собранный на базе так называемых быстрых тиристоров. «Быстрые тиристоры» позволяли преобразовывать постоянный ток в переменный с частотой 2...3 кГц. Так появились первые инверторные источники питания для сварки. В отличие от обычных выпрямителей, в которых трансформатор работает на промышленной частоте 50 Гц, в инверторных выпрямителях он стал работать на частоте 2 кГц и более. Повышение частоты работы сварочного трансформатора позволяет существенно уменьшить его вес и габариты.

**8 июня 1946**

Идея применения токов высокой частоты для сварки металлов впервые была предложена в 1946 г. советскими специалистами во главе с А. В. Улитовским. В 1950-е гг. в Советском Союзе и за рубежом начались интенсивные исследования по созданию технологии и оборудования для высокочастотной сварки труб, а несколько позже и для оболочек кабелей и профилей.

**9 июня 1959**

На воду спущена первая атомная стратегическая подводная лодка ВМС США типа «Джордж Вашингтон» с баллистическими ракетами на борту. В корпус подводной лодки за рубкой был «вставлен» 40-метровый ракетный отсек, в котором были размещены 16 пусковых ракетных установок. Для создания ракетного отсека конструкция подводной лодки была разделена пополам, после чего в нее «вставлялся» отсек для баллистических ракет. После монтажа ракетной секции все части лодки сваривались воедино. Общая компоновка лодок типа «Джордж Вашингтон» с вертикальными шахтами, размещенными позади рубки, оказалась очень удачной и стала классической схемой для подводных стратегических ракетноносцев.

**10 июня 1931**

Родился Эдуард Мигранович Эсибян (1931–2015). Его научная деятельность связана с разработкой транзисторных источников питания малоамперной дуги в аргоне и внедрением в серийное производство аппаратов АП-4 на Симферопольском электромашиностроительном заводе. Также Э. М. Эсибян занимался разработкой первых в мировой практике источников питания и плазмотронов для воздушно-плазменной резки металлов, организацией крупносерийного производства установок типа «АВПР» и «Киев-4» и внедрением их на машиностроительных заводах Украины.

11 июня 1997

На авиабазе индийских Военно-воздушных сил Лохегаон вблизи города Пуна (штат Махараштра) состоялась официальная презентация первых восьми многофункциональных истребителей Су-30К, изготовленных по контракту в Индии и, до этого, успешно совершивших ряд испытательных полетов. Для создания этого типа самолета была использована специальная установка «КЛ-132» (разработка ИЭС им. Е. О. Патона) для электронно-лучевой сварки узлов реактивного двигателя АЛ-31Ф на заводе компании «HAL» (Корапут, Индия).

**12 июня 1944**

Фашистская Германия начала бомбардировки Лондона и других городов Великобритании самолетами-снарядами «Фау-1». Их массовое производство во время Второй мировой войны стало возможным благодаря применению сварки, с помощью которой изготавливались шарообразные баллоны для сжатого воздуха, необходимого для работы двигателей. Обтекатель и обшивку корпуса изготавливали из алюминиевых сплавов. Конструкции фюзеляжа, крыльев, стабилизатора и других узлов изготавливали из низкоуглеродистой стали с помощью точечной сварки, в основном, ручными клещами.

**13 июня 1901**

В середине 1901 г. французскими инженерами Эдмоном Фуше и Шарлем Пикаром была сконструирована первая ацетилено-кислородная сварочная горелка. Ее конструкция принципиально не изменилась до наших дней. Развитие ацетиленовых генераторов привело к повышению их надежности и в 1960 г. началось промышленное применение данного вида сварки при сооружении газопроводов, технологического оборудования и других конструкций.

**14 июня 1952**

Началось строительство USS Nautilus (SSN-571) — первой в мире атомной подводной лодки. Принята на вооружение ВМС США 30 сентября 1954 г. 3 августа 1958 г. «Наутилус» достиг Северного полюса, став первым кораблем в истории человечества, прошедшим эту точку Земли своим ходом. В США для изготовления первой атомной подводной лодки «Наутилус» фирма «Дженерал Дайнемикс» использовала различные технологии соединения, главным образом дуговую сварку под флюсом и кислородно-ацетиленовую сварку.

**15 июня 1911**

После ремонта броненосный крейсер «Мэн» был повторно введен в строй. Корабль проводил боевую подготовку и совершал походы вдоль восточного побережья США. Во время ремонта как один из первых прецедентов, была использована автогенная сварка в военном кораблестроении США. Что касается самых первых случаев, то они имели место в 1906–1908 гг. в Генуе и Марселе. Там автогенную сварку использовали для ремонта котлов и другого оборудования кораблей. В этот период подобную процедуру ремонта прошли около 80 судов.



16 июня 1965

С космодрома Байконур успешно осуществлен первый запуск ракеты-носителя «Протон-К». Ракета-носитель «Протон-К» относится к тяжелому классу и стала основным средством выведения грузов на орбиту. В конструкции двигателя широко применялась сварка. В частности, в основных магистралях ракеты насчитывается всего 11 разъемов. Бак окислителя несущей конструкции сварной, выполнен из алюминиевого сплава. Он состоит из гладкой цилиндрической обечайки секционного типа, усиленной шпангоутами, и двух сферических днищ. Обечайка бака окислителя гладкая, сварена из трех секций.



17 июня 1911

Оригинальное решение при создании сварочных электродов нашел А. Стромэнгер. Как химик, организатор аналитической лаборатории в Лондоне, он хорошо знал свойства различных материалов и предложил фирме «Тюдор» использовать покрытие из синего асбеста, содержащего соединения железа и пропитанного силикатом натрия. Этот шнур наматывался на металлический стержень. Поверх этого покрытия еще наматывалась тонкая алюминиевая проволока. Такая структура электродного покрытия обеспечивала защиту сварочной ванны и металла электродных капель от атмосферного воздуха за счет образования шлака. Под названием «Квази-арк» эти электроды уже в середине 1911 г. начали использовать при ремонте трамваев и судов.



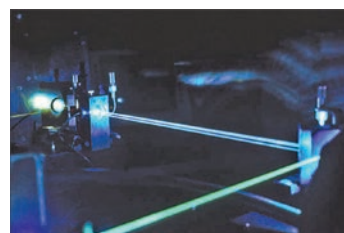
18 июня 1970

С 1969 г. в издательстве «Наукова думка» начала выходить серия однотомников избранных трудов известных украинских ученых. Вышли в свет труды В. И. Вернадского, Д. К. Заболотного, А. А. Богомольца. Летом 1970 г. вышел сборник избранных трудов Е. О. Патона (более 400 статей) на темы: пролетные строения мостов, сварные конструкции, технология сварки и формы сварных конструкций.



19 июня 1941

Родился Александр Григорьевич Григорьянц — доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой МВТУ им. Н. Э. Баумана, специалист в области лазерной техники и технологии. Его деятельность посвящена вопросам прочности, сварочных деформаций и напряжений. Также известны публикации А. Г. Григорьянца по применению энергии излучения лазера в медицине.



20 июня 1939

Совершен первый в истории полет немецкого реактивного самолета «Heinkel He 176». Это первый в мире самолет, приводившийся в движение жидкостным реактивным двигателем. В конструкции аппарата широко применялась сварка. В ходе работ выяснилось, что при сварке конструкций крыла возникают серьезные технологические проблемы. Тогда было сконструировано и изготовлено другое крыло, выполненное по обычной схеме с двумя ланжеронами, а сварку на ответственном месте решили убрать. Консоли крыла площадью всего по 5,4 м² с размахом 5 м имели очень высокую нагрузку, составлявшую при взлетном весе 1620 кг почти 300 кг/м².



21 июня 1956

В СССР принята на вооружение ракета Р-5М — советская жидкостная одноступенчатая баллистическая ракета средней дальности наземного базирования с ядерным боевым зарядом. Баки ракеты представляли собой тонкостенные несущие конструкции, соединяемые сваркой, для изготовления которых использовали алюминиевый сплав. Особое внимание обращалось на качество сварных швов баков: ручная (ацетилено-кислородная) сварка была заменена аргонодуговой, при этом продольные швы обечаек и приварка днищ выполнялись автоматами, а приварка штуцеров, фланцев — вручную, но также аргонодуговой сваркой. Это повысило качество сварных соединений и улучшило их антикоррозионные свойства.

**22 июня 1957**

В СССР произведен запуск ракеты Р-12 — советской жидкостной одноступенчатой баллистической ракеты наземного базирования с дальностью полета до 2000 км. Бак окислителя ракеты, изготовленный из сплава АМг-6, имел сложную конструкцию и состоял из двух отсеков: верхнего и нижнего, разделенных общим полусферическим днищем. Цилиндрические обечайки отсеков гладкие, сварные, состоят из колец, образованных путем сварки вальцованных листов с утолщениями в местах сварки. Детали ракеты соединялись с помощью автоматической сварки в аргоне. Именно ракета Р-12 стала причиной возникновения Карибского кризиса, когда их, в рамках операции «Анадырь», разместили на Кубе.

**23 июня 2009**

Передан ВМС Великобритании эскадренный миноносец «Дэринг» проекта «Тип-45» — современный эскадренный миноносец с управляемым ракетным оружием. Этот тип кораблей выпускался с 2003 г. для Военно-морских сил Великобритании. За счет автоматизации процесса сварки от «Gullco International (UK) Limited» удалось в короткие сроки обеспечить соединение деталей из двухфазной стали в конструкции кораблей «Тип-45». Также применялись сварочные тракторы, которые значительно сократили время и затраты на сварку. Это положительно отразилось на качестве швов и времени их выполнения. Автоматизация процесса сварки от «Gullco» в этом проекте принесла более 50 % экономии времени и средств.

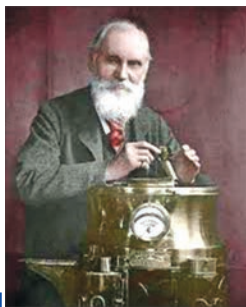
**24 июня 1924**

Английская экспериментальная цельносварная самоходная баржа «Фуллагар» длиной 46 м и водоизмещением 398 т натолкнулась на скалы, но, несмотря на деформацию днища, оставалась на плаву. Судно было спроектировано Дж. С. Гудвином. Он учел все особенности сварки, в том числе сварочные напряжения, которые были уменьшены благодаря отверстиям в кницях и флорах. Корпус судна собирали по старому способу — на болтах, которые после сварки удаляли, а отверстия заваривали. Комиссия пришла к выводу, что клепаное судно с такими повреждениями затонуло бы, и пометка «экспериментальное» был снят. Именно это событие получило широкую огласку и сделало сварку популярной технологией в судостроении.

**25 июня 1919**

Состоялся первый полет самолета «Юнкерс Ф-13». Это был первый в мире цельнометаллический транспортный самолет, разработанный в Германии в конце Первой мировой войны. Из нескольких вариантов к дальнейшей разработке приняли схему моноплана с низко расположенным крылом. Эта схема стала классической для большинства последующих авиалайнеров. Компоновка «Юнкерс Ф-13» была основана на сварных дюралевых трубах, покрытых гофрированной дюралевой обшивкой. Это создавало очень прочную конструкцию. Самолет был простым в обслуживании и мог оснащаться колесами, лыжами или поплавками для посадки на воду. Авиалайнер эксплуатировался на всех континентах, во всех климатических зонах.



26 июня 1824

Родился Уильям Томсон, лорд Кельвин (1824–1907) — британский физик и механик. Известен своими работами в области термодинамики, механики, электродинамики. Предложил абсолютную шкалу температур (1848), дал одну из формулировок второго начала термодинамики (1851) и ввел понятие рассеивания энергии. Позже эти законы легли в основу многих разработок оборудования, в том числе сварочного. В 1856 г. Уильям Томсон во время своих исследований сплавлял пучки проводов в коробке с углем, пропуская по проводам электрический ток, таким образом, впервые осуществляя стыковую сварку.

27 июня 1940

Был заложен линейный корабль американских вооруженных сил «Айова». Всего планировалось построить шесть кораблей такого типа. В 1939 г. правительство США выдало заказ на постройку «Айовы» и «Нью-Джерси». Следует отметить, что строительство линкоров велось небывалыми темпами. Использовалась электрическая сварка, что для того времени было нетипично. Применяя при строительстве сварочные автоматы, строителям удалось ускорить и упростить процесс постройки кораблей. Первая пара кораблей этой серии вступила в строй в 1943 г. Место флагмана среди этих кораблей занял линкор «Айова». Он отличался увеличенной боевой рубкой.

**28 июня 1935**

Зарегистрирован один из патентов фирмы «Pullman-Standard Car Manufacturing» (США) на сварку. Еще в 1929 г. фирма получила вполне удовлетворительные результаты по дуговой сварке тонких броневых листов, а в 1931 г. там был спроектирован и изготовлен цельносварной броневик. В феврале 1933 г. из цеха этой же фирмы вышел первый бронепоезд.

**29 июня 1796**

Родился Павел Петрович Аносов (1796–1851) — русский горный инженер, ученый-металлург, крупный организатор горнозаводской промышленности. П. П. Аносов, более 30 лет проработавший на Златоустовском металлургическом заводе, является автором различных марок сталей, в том числе булатной, для производства непревзойденного холодного оружия. Им был разработан молот для проковки кричного железа. По результатам его исследований были предложены различные способы улучшения качества металла и получения биметалла кузнечной сваркой.

30 июня 1961

Одна из самых крупных американских химических компаний «DuPont» зарегистрировала первый в истории патент на сварку взрывом. Исследования сварки взрывом были начаты еще в 1950-х гг. в разных институтах и организациях. В Первую мировую войну замечали случаи приварки снаряда к броне. Однако эти знания не были востребованы. Только в 1961 г. одновременно в СССР и США появились сообщения о сварке металлов взрывом. Этот технологический процесс позволил получать биметаллические заготовки и изделия практически неограниченных размеров из различных металлов и сплавов, в том числе и тех, сварка которых другими способами затруднена или невозможна.

