

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. Четвертко**,
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 КВ 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

- Кучук-Яценко С. И., Миленин А. С., Великоиваненко Е. А., Антипин Е. В., Дидковский А. В.* Математическое моделирование процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением 3
- Позняков В. Д., Завдоев А. В., Жданов С. Л., Максименко А. В.* Влияние термического цикла сварки на структуру и механические свойства металла ЗТВ высокопрочной стали контролируемой прокатки 11
- Аношин В. А., Илюшенко В. М.* Влияние поверхностно-активных элементов на образование кристаллизационных трещин 17

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Елагин В. П., Царюк А. К., Дунаевская Н. И., Перетятыко В. А.* Особенности технологии ремонтной сварки турбоагрегатов ТЭС после длительной эксплуатации 27
- Полухин В. В., Прокофьев А. С., Ромашко Д. В., Рымар С. В., Губатюк Р. С.* Влияние активирующих веществ на качество спиральношовных труб, полученных с применением высокочастотной сварки 32
- Кусков Ю. М., Соловьев В. Г., Лентюгов И. П., Жданов В. А.* Электрошлаковая наплавка слоев разной толщины в стационарном токоподводящем кристаллизаторе 40
- Борисов Ю. С., Войнарович С. Г., Кислица А. Н., Калужный С. Н., Кузьмич-Янчук Е. К.* Применение методов газотермического напыления для изготовления резистивных покрытий (Обзор) 45

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Он-лайн защита магистерской работы 50
- Диссертации на соискание ученой степени 51

ХРОНИКА

- 71 Ассамблея Международного института сварки 53
- IX Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» 56
- Выставка WELDEX/Россварка 2018 59
- В. Н. Проскудину — 60 60

Информация

- Колебатель сварочных горелок и наплавочных плазмотронов 61
- Цифровые технологии для повышения конкурентоспособности в сварочном производстве 63
- ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» — 25 лет в мире порошковых проволок 65
- Календарь октября 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

- Кучук-Яценко С. І., Міленін О. С., Великоіваненко О. А., Антіпін Є. В., Дідковський О. В.* Математичне моделювання процесу нагрівання металу при контактному стиковому зварюванні безперервним оплавленням 3
- Позняков В. Д., Завдовєєв А. В., Жданов С. Л., Максименко А. В.* Вплив термічного циклу зварювання на структуру та механічні властивості металу ЗТВ високоміцної сталі контрольованого прокатування 11
- Аношин В. А., Ілюшенко В. М.* Вплив поверхнево-активних елементів на утворення кристалізаційних тріщин 17

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Єлагін В. П., Царюк А. К., Дунаєвська Н. І., Перетятко В. А.* Особливості технології ремонтного зварювання турбоагрегатів ТЕС після довготривалої експлуатації 27
- Полухін В. В., Прокоф'єв О. С., Ромашко Д. В., Рymar С. В., Губатюк Р. С.* Вплив активуючих речовин на якість спіральшовних труб, отриманих з використанням високочастотного зварювання 32
- Кусков Ю. М., Соловйов В. Г., Лентюгов І. П., Жданов В. О.* Електрошлакове наплавлення шарів різної товщини в стаціонарному струмопідвідному кристалізаторі 40
- Борисов Ю. С., Войнарович С. Г., Кислиця О. М., Калюжний С. М., Кузьмич-Янчук Є. К.* Застосування методів газотермічного наплення для виготовлення резистивних покриттів (Огляд) 45

КОРОТКІ ПОВІДОМЛЕННЯ

- Он-лайн захист магістерської роботи 50
- Дисертації на здобуття вченого ступеню 51

ХРОНІКА

- 71 Асамблея Міжнародного інституту зварювання 53
- IX Міжнародна конференція «Математичне моделювання та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах» 56
- Виставка WELDEX/Россварка 2018 59
- В. М. Проскудину — 60 60

ІНФОРМАЦІЯ

- Коліватель зварювальних пальників та наплавних плазматронів 61
- Цифрові технології для підвищення конкурентоспроможності в зварювальному виробництві 63
- ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК» — 25 років в світі порошкових дротів 65
- Календар жовтня 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

- Kuchuk-Yatsenko S.I., Milenin A.S., Velikoivanenko E.A., Antipin E.V., Didkovsky A.V.* Mathematical modeling of the process of heating metal in flash-butt welding 3
- Poznyakov V.D., Zavadoveev A.V., Zhdanov S.L., Maksimenko A.V.* Influence of thermal cycle of welding on structure and mechanical properties of HAZ metal in high-strength steel produced by controlled rolling 11
- Anoshin V.A., Ilyushenko V.M.* Effect of surface-active elements on the formation of crystalline cracks 17

INDUSTRIAL

- Elagin V.P., Tsaryuk A.K., Dunaevska N.I., Pere-tyatko V.A.* Peculiarities of technology of repair welding of HPP turbounits after long-term operation 27
- Polykhin V.V., Prokofyev A.S., Romashko D.V., Rymar S.V., Gubatyuk R.S.* Influence of activators on the quality of spirally-welded pipes, produced with application of high-frequency currents 32
- Kuskov Yu.M., Soloviev V.G., Lentugov I.P., Zhdanov V.F.* Electroslag surfacing of layers of different thicknesses in stationary current-supplying mould 40
- Borisov Yu.S., Vojnarovich S.G., Kislytsa A.N., Kalyuzhnyy S.M., Kuzmich-Yanchuk E.K.* Application of thermal spraying methods for manufacture of resistant coatings (Review) 45

BRIEF INFORMATION

- On-line defense of Master Work 50
- Theses for scientific degree 51

NEWS

- 71st Assembly of International Institute of Welding IX International Conference «Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes» 56
- Exhibition WELDEX/Rossvarka 2018 59
- V.N.Proskudin is 60 60

INFORMATIONS

- Oscillator of welding torches and surfacing plasmatrons 61
- Numerical technologies for increasing the competitiveness in welding production 63
- LLC «TM.WELTEK» — 25 years in the world of flux-cored wires 65
- Calendar of October 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

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАГРЕВА МЕТАЛЛА ПРИ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКЕ НЕПРЕРЫВНЫМ ОПЛАВЛЕНИЕМ

С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, А. С. МИЛЕНИН, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Е. В. АНТИПИН, А. В. ДИДКОВСКИЙ
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В последнее десятилетие актуальной и практически значимой задачей является получение высококачественных соединений из высокопрочных сталей и сплавов. Для ее решения требуются технологии, которые отличаются высокочисленным нагревом при минимальном энергозатрате, в том числе и при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов непрерывным оплавлением. Для решения данной задачи была разработана математическая модель процесса нагрева металла при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением. Модель дает возможность избежать проведения трудоемких и дорогостоящих экспериментов и значительно расширить диапазон поиска путей оптимизации при многофакторном управлении параметрами сварки, влияющими, в частности, на формирование температурного поля при контактной стыковой сварке железнодорожных рельсов непрерывным оплавлением. Библиогр. 8, рис. 12.

Ключевые слова: непрерывное оплавление, единичный контакт, математическое моделирование, контактная стыковая сварка, плотность тока, коэффициент полезного действия, глубина кратера, искровой зазор, железнодорожный рельс

Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением (НО) широко используется в ведущих отраслях промышленности для соединения деталей из сталей и сплавов с различной площадью поперечного сечения. В соответствии с действующими нормативными документами [1] этот вид сварки рекомендуется для деталей с ограниченной толщиной элементов сечений, не превышающей 12...15 мм. Эти рекомендации базируются на опыте промышленного применения контактной сварки с использованием существующих технологий, не позволяющих, зачастую, обеспечить нагрев деталей большей толщины, необходимый для получения качественных соединений. Кроме этого, для возбуждения непрерывного оплавления таких изделий без подогрева сопротивлением необходимо дополнительное повышение мощности источника питания. Поэтому при сварке оплавлением деталей с большей толщиной рекомендуется контактная сварка оплавлением с предварительным подогревом сопротивлением.

В рамках исследований, которые проводились в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины в предыдущие годы, были определены основные параметры процесса НО, влияющие на нагрев и формирование температурного поля в зоне сварки [2]. Были предложены способы повышения энергетической эффективности процессов НО, в частности, позволяющие снизить потребляемую мощность и увеличить нагрев [3]. На базе этих исследований разработана технология сварки НО деталей с

большим поперечным сечением (более 1000 мм²) и толщиной более 200 мм, которая успешно используется в промышленности для сварки деталей различной толщины из низколегированных и жаропрочных сталей, алюминиевых сплавов.

В последнее десятилетие актуальной и практически значимой задачей является получение высококачественных соединений из высокопрочных сталей и сплавов. Для ее решения требуются технологии, которые отличаются высокочисленным нагревом при минимальном энергозатрате [4], в том числе, основанные на НО. Оптимизация таких процессов применительно к конкретным производственным циклам является длительным, трудоемким и дорогостоящим процессом, поэтому рационально сопутствующее использование различных методов математического и компьютерного моделирования процессов, определяющих свариваемость изделий и конструктивных элементов.

Такой подход позволяет значительно расширить диапазон поиска путей оптимизации при многофакторном управлении параметрами сварки, влияющими, в частности, на формирование температурного поля.

Цель настоящей работы — разработка математической модели кинетики температурного поля при НО с учетом многофакторного влияния на интенсивность нагрева быстро протекающих процессов образования и разрушения единичных контактов (ЕК), формирующихся при сварке, при-



Рис. 1. Внешний вид оплавленных поверхностей рельсов
менительно к характерному технологическому циклу НО железнодорожных рельсов.

В основу математической модели процесса нагрева при НО положено моделирование нагрева ЕК, образующихся при взаимодействии свариваемых деталей, сближаемых с заданной скоростью v_n . При их соприкосновении в местах, имеющих микронеровности, формируются контакты с очагами нагрева, где металл расплавляется и происходит локальный нагрев торцов свариваемых деталей. При нагреве и расплавлении каждого ЕК на поверхности оплавления формируются углубления-кратеры, образующие рельеф, отличающийся неравномерным распределением выступов и углублений (рис. 1).

На рис. 2 приведена запись параметров сварки, в том числе значений тока и напряжения при непрерывном оплавлении рельсов на режиме, принятом в производстве при сварке на машине К1000. Как видно из приведенных данных, при возбуждении оплавления ток $I_{св}$ в сварочной цепи резко изменяет свое значение. После сплавания

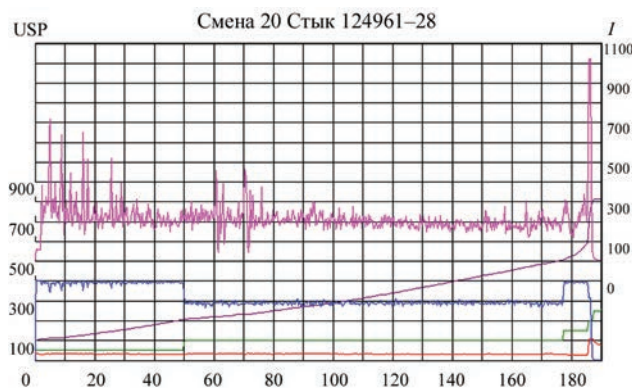


Рис. 2. Пример записи регистрации параметров процесса непрерывным оплавлением железнодорожных рельсов на стационарной рельсосварочной машине К1000

нескольких слоев контактирующих поверхностей на них образуется рельеф, определяемый площадью ЕК и кратеров, образующихся после их расплавления [5].

Между контактирующими поверхностями образуется искровой зазор Δ_z , величина которого непостоянна (рис. 3). Количество одновременно существующих контактов в процессе оплавления значительно снижается, соответственно, снижаются общая площадь контактов и проходящий через них ток. Среднее значение сопротивления R_k в контакте между деталями и величина проходящего через них тока $I_{св}$ при оплавлении поддерживаются на достаточно стабильном уровне (см. рис. 2). При этом мгновенные значения тока I_{max} существенно отличаются от средних показателей $I_{ср}$. Отношение $I_{max}/I_{ср}$, характеризующее устойчивость процесса нагрева, достигает максимальных значений в начальный период возбуждения процесса и стабилизируется в конечный. Также значение $I_{max}/I_{ср}$ характерно ниже при сварке деталей с меньшей толщиной сечения. В свою очередь наличие импульсов повышения сварочного тока относительно его среднего значения обусловлено формированием контактов большой площади. Указанные зависимости формирования контактов большой площади связаны со специфическими особенностями оплавления, проявляющимися в явлении его саморегулирования. С увеличением площади ЕК и его проводимости возрастает генерируемая в нем тепловая энергия, что способствует его расплавлению и сокращению площади. Но это условие выполнимо при неограниченной мощности источника питания. В реальных условиях значение мгновенной мощности, генерируемой в искровом промежутке, определяется принятой величиной напряжения U_{2xx} и сопротивлением короткого замыкания сварочной цепи машины, что ограничивает диапазон изменения сопротивления контакта.

В процессе выплавления на контактирующих поверхностях мелких неровностей образуются относительно ровные участки, что создает условия

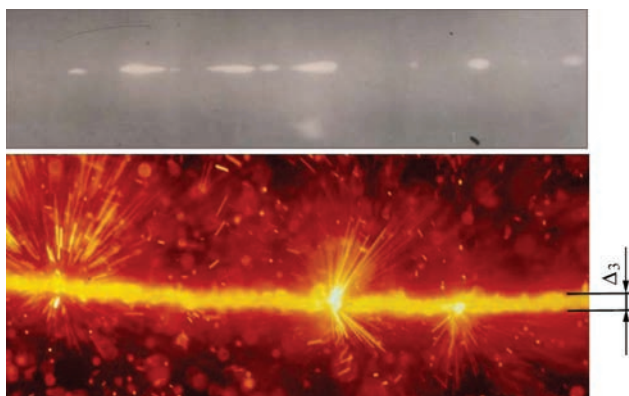


Рис. 3. Рентгенограмма искрового зазора при сварке рельсов

для формирования ЕК большой площади. Перед образованием электрического контакта по всей площади этих поверхностей наблюдается заполнение зазора между слоями расплавом металла, формирующегося при нагреве и расплавлении контактов на соседних участках. Через этот расплав при достаточно малом зазоре начинают формироваться и расплавляться отдельные контакты, площадь которых меньше возможной площади нового контакта. Явление вторичного плавления, как показано в работе [6], оказывает весьма существенное влияние на тепловой баланс при непрерывном оплавлении толстостенных деталей.

Величина Δ_3 изменяется в каждый период времени оплавления от 0 и до $\Delta_{3\max}$. С увеличением площади контактов увеличивается величина зазора, образующегося при их выплавлении, и на этом участке формирование новых контактов временно прекращается, а общее количество одновременно существующих контактов снижается. Соответственно, ток уменьшается до значения $I_{\text{опл.ср.}}$, которое поддерживается относительно постоянным и определяется скоростью подачи при оплавлении. Поэтому рельеф поверхности оплавления непрерывно изменяется, а средняя величина Δ_3 остается на постоянном уровне, как и средний ток при оплавлении, который определяется количеством одновременно существующих контактов. Отличительной особенностью этого процесса является формирование кратеров максимального размера. Глубина кратеров Δ_3 остается постоянной для каждого элементарного участка поверхности оплавления, которая определяется толщиной свариваемых изделий напряжением $U_{2\text{сх}}$.

Как видно из рис. 2 и рис. 3, в процессе оплавления толстостенных деталей на торцах могут образовываться контакты разных диаметров. Длительность нагрева таких контактов существенно зависит от их площади и значения проходящего через них тока (рис. 4). Для расчета времени существования единичных контактов диаметром 1...12 мм с площадью контактов от 0,79 до 113 мм² было принято значение тока $I = 10$ кА, в качестве конечной стадии нагрева ЕК — температура $T = 1800$ °С. Из анализа поверхностей оплавления можно определить, что в большей степени в процессе оплавления образуются контакты площадью от 20 до 50 мм², при этом плотность тока в них (рис. 2) поддерживается в пределах 200...300 А/мм².

Экспериментально установлено, что среднее значение плотности тока $\Delta i_{\text{св}}$, протекающего через деталь при оплавлении, определяется скоростью подачи (рис. 5) и зависит от толщины конструкции. С увеличением $v_{\text{п}}$ значение $\Delta i_{\text{св}}$ возрастает при одинаковых скоростях подачи и вторичного напряжения, подводимого к деталям

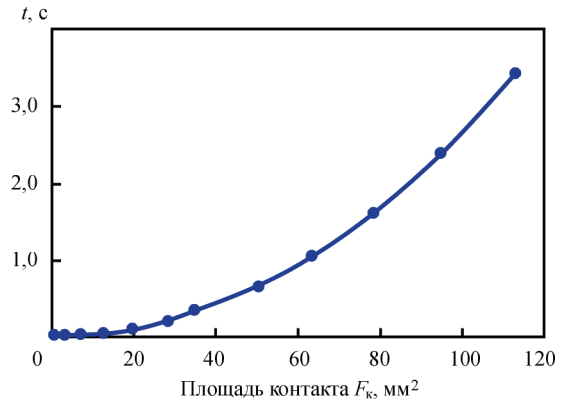


Рис. 4. Время существования ЕК в зависимости от его площади

$U_{2\text{сх}}$, плотность тока, протекающего в сварочной цепи, снижается при увеличении толщины деталей. Это обусловлено увеличением площади ЕК и образующихся кратеров после их расплавления, соответственно, увеличивается средняя величина искрового зазора Δ_3 и уменьшается количество одновременно существующих контактов. Эта зависимость имеет линейный характер при увеличении толщины свариваемых изделий от 5 до 30 мм, тогда как при больших толщинах деталей проявляется в меньшей степени. Поэтому при выборе типовых размеров моделируемых ЕК приняты контакты диаметром 5 и 8 мм, соответствующие толщинам свариваемых деталей в пределах 10...30 мм, для которых наиболее широко используется НО. Общее значение тока во вторичной цепи сварочного контура при сварке НО таких деталей на машинах, разработанных в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, составляет 20...30 кА при напряжениях 4...7 В.

Экспериментально было установлено, что длительность нагрева ЕК определяется площадью и значением проходящего через него тока. Из анализа осциллограмм тока и напряжения видно, что часть времени существования контакта приходится на нагрев в жидком состоянии, сопровождающийся его расплавлением, кипением с резкими изменениями сопротивления. Поэтому для качественной и количественной оценки теплового баланса кроме общей

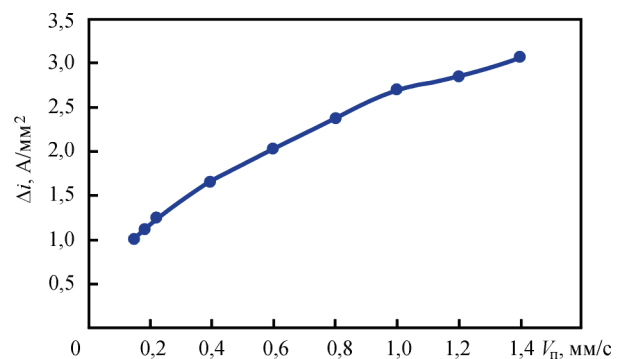


Рис. 5. Зависимость значения плотности тока от скорости подачи оплавливаемых деталей

длительности нагрева контакта t_k целесообразно рассмотреть также длительность нагрева в твердой фазе до температуры плавления t_{kl} его центральной части при $T = 1550^\circ\text{C}$ и взрывообразующего разрушения при $T = 1800^\circ\text{C}$.

В большинстве случаев на границе контактов имеется зазор Δ_3 , величина которого может изменяться в зависимости от толщины оплавляемых деталей. Центральная часть контакта, нагреваемая до температуры плавления, представляет собой эллипсоид, ограниченный изотермами $T_{пл}$. При расплавлении ЕК часть жидкого расплава на границе ядра удерживается силами поверхностного натяжения и остается на поверхности кратера после разрушения контакта. Контакт, являющийся проводником тока в сварочной цепи, подвергается действию электродинамических сил, создающих в нем сжатие и взаимодействующих с мощным электромагнитным полем сварочной машины. Силы сжатия могут удерживать жидкий металл на участке контакта, увеличивая длительность его нагрева. Они же могут вызвать его перемещение в искровом зазоре, что наблюдается при определенных условиях оплавления [7]. Действие этих сил возрастает по мере увеличения Δ_3 , примыкающего к участку контакта. В большинстве случаев при оплавлении наблюдается взрывообразное разрушение ЕК. Экспериментально установлено, что температура металла, выбрасываемого при разрушении контактов, может изменяться от 1550 до 1800°C , что соответствует температуре нагрева ядра. Установлено также, что более низкие температуры металла соответствуют нагреву ЕК большей площади ($F_k = 50\text{ мм}^2$) при низких напряжениях U_{2xx} , а предельно высокие наблюдались при нагреве мелких контактов, сопровождающихся интенсивным испарением. Эти данные дают основание принять в расчетах, что центральная часть ЕК при нагреве до температуры $T_{пл}$ будет находиться в твердом состоянии, а его разрушение мо-

жет начаться при температурах, превышающих $T_{пл}$.

При разработке математической модели кинетики изменения температурного поля $T(x, y, t)$ в области ЕК было рассмотрено сечение размером L_x, L_y (рис. 6).

Так как основным физическим механизмом теплопередачи в рассматриваемом случае является процесс теплопроводности, то кинетика температурного поля описывается следующим соотношением [8]:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) = c\gamma \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (1)$$

где $c\gamma, \lambda$ — объемная теплоемкость и теплопроводность материала, соответственно.

Конвективный теплообмен с окружающей средой может быть описан с помощью уравнения Ньютона, т. е. граничные условия для рассматриваемой задачи (1) имеют следующий вид:

$$\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = -\alpha(T - T_0) + q_s, \quad (2)$$

где n — нормаль к поверхности; T_0 — температура окружающей среды; α — коэффициент поверхностной теплоотдачи; q_s — удельная мощность нагрева на поверхности контакта.

В качестве начального условия принималось равномерное распределение температуры окружающей среды T_0 по всему рассматриваемому объему:

$$T(x, y, t) = T_0 \quad \text{при } t = 0. \quad (3)$$

При достижении в месте контакта некоторой критической температуры $T_{вбр}$, часть жидкого металла удалялась (происходит выброс).

В основу решения (1) положен метод конечных элементов, основанный на последовательном прослеживании во времени с шагом Δt распределения температур в свариваемой конструкции. На каждом шаге прослеживания (в момент времени t) находилось решение системы алгебраических уравнений, полученной в результате минимизации функционала \mathcal{E}_T по температурам в узлах сетки конечно-элементного разбиения (вариационный принцип Лагранжа):

$$\mathcal{E}_T = -\frac{1}{2} \int_S \left[\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) - \frac{c\gamma}{\Delta t} (T - T^*) \Big] dS + \frac{1}{2} \int_\Gamma \left[\alpha(T - T_0) - q_s \right] d\Gamma, \quad (4)$$

где $T^* = T(x, y, t - \Delta t)$ — температурное поле в момент $t - \Delta t$; S — рассматриваемая общая площадь сечения в области ЕК; Γ — наружная граница расчетной области.

Производные $\partial T / \partial x, \partial T / \partial y$ выражаются для каждого конечного элемента через температуры в узлах.

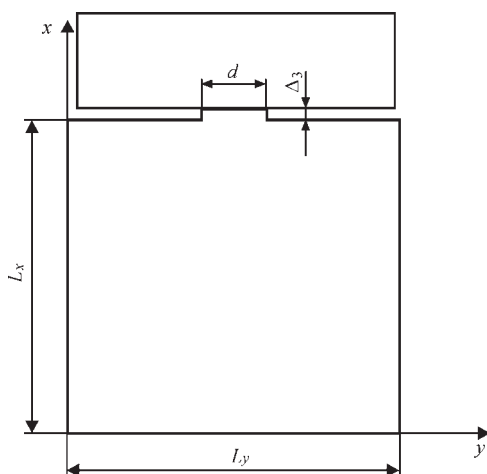


Рис. 6. Типовая схема нагрева единичных контактов диаметром 5 и 8 мм

Соответственно, интеграл по площади S , заменяется суммой интегралов по конечным элементам площади ΔS . Минимизация (4) означает равенство нулю производной $\partial \mathcal{E}_T / \partial T_{ij}$, $i = 1, \dots, M$; $j = 1, \dots, N$, где M — количество элементов разбиения по оси Ox , N — количество элементов по оси Oy .

На рис. 7 приведены зависимости времени существования ЕК различной площади, с момента появления и до взрыва, от плотности проходящего тока. Диапазон изменения Δi_k выбран в пределах экспериментальных данных, приведенных в работе [3], температура торцов контактирующих деталей в начальный период нагрева $T_0 = 20^\circ\text{C}$. Из приведенных данных можно сделать вывод о нелинейном влиянии плотности тока на время существования контакта, так как изменение площади ЕК незначительно изменяет время его существования, что объясняется локальностью процесса нагрева до температуры выброса. Длительность существования контактов различной площади снижается с увеличением плотности тока. При плотности тока более 400 А/мм^2 длительность нагрева контактов составляет сотые доли секунды и разрушение нагреваемого объема сопровождается интенсивным парообразованием. При меньших плотностях тока наблюдается увеличение длительности существования контактов, из чего следует большее влияние процессов теплопередачи в торцы контактирующих деталей и снижение скорости нагрева. При плотностях тока менее 100 А/мм^2 длительность нагрева контактов настолько возрастает, что последовательное выплавление образующихся контактов с заданной скоростью сближения торцов деталей становится невозможным. Процесс плавления переходит в нагрев сопротивлением, при котором площадь контактируемых участков прогрессирующе увеличивается и распространяется по всей площади контактирующих деталей. Поэтому значения Δi_k менее 100 А/мм^2 для указанных сварочных источников питания следует рассматривать как минимальные, при которых возможно возбуждение НО без подогрева торцов деталей. Таким образом, оплавление в диапазоне плотности тока в контактах $100\text{...}400\text{ А/мм}$ можно считать наиболее перспективным с точки зрения интенсификации сварочного нагрева без дополнительного воздействия на скорость сближения деталей, что является традиционно используемым средством регулирования нагрева при оплавлении. Увеличение длительности существования контактов при сохранении их общего количества и площади приводит к увеличению сварочного тока и прекращению плавления, переходу нагрева в режим короткого замыкания. Поэтому область значений плотности тока, отмеченная на рис. 7, может быть

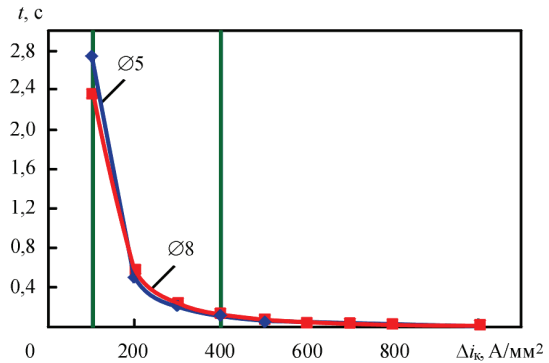


Рис. 7. Зависимость времени существования ЕК диаметром 5 и 8 мм от плотности тока Δi_k

определена как область неустойчивого оплавления при отсутствии систем автоматического регулирования сопротивления в контакте между деталями особенно на начальном периоде оплавления, когда температура торцов деталей низкая. Для приведенных условий нагрева контакта эта зона соответствует плотностям тока $150\text{...}200\text{ А/мм}^2$.

Приведенный расчет выполнен для начальных условий оплавления, когда контактируют ненагретые торцы свариваемых деталей. С увеличением их температуры условия нагрева контактов меняются, и для их нагрева необходимо меньше энергии, соответственно, длительность существования контактов уменьшается (рис. 8). При нагреве торцов деталей до $800\text{...}900^\circ\text{C}$ диапазон рабочих плотностей тока в сварочной цепи может быть уменьшен до $150\text{...}200\text{ А/мм}^2$. Этот прием успешно используется при выборе оптимальных программ снижения напряжения при непрерывном оплавлении. В основу построения программы положен принцип выполнения оплавления при минимально возможном в каждый период сварки напряжении. Это обеспечивает выполнение оплавления при плотностях тока в интервале $200\text{...}300\text{ А/мм}^2$, а в отдельных случаях в конечный период оплавления — при плотности 150 А/мм^2 .

Разработанный подход может быть использован для решения практических задач оптимизации промышленных циклов сварки, в частности, при

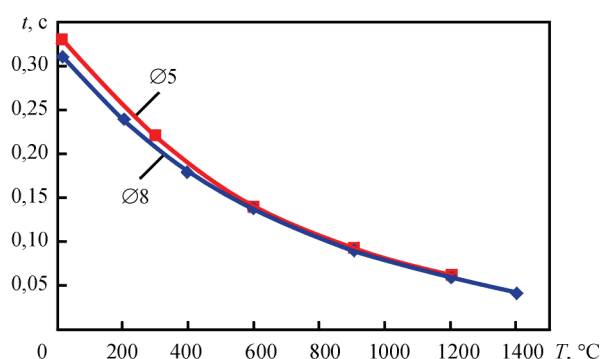


Рис. 8. Зависимость времени существования ЕК диаметром 5 и 8 мм от температуры оплавляемых торцов

оценке коэффициента полезного действия (КПД) процесса. Для этого необходимо дополнительно оценить потери тепла $q_{\text{пот}}$ в процессе сварки. Основными механизмами теплопотерь являются диссипация тепловой энергии в окружающую среду согласно (2), а также теплосодержание выброшенного жидкого металла, т. е.:

$$q_{\text{ном}} = V_{\text{вбр}} \int_{T_0}^{T_{\text{вбр}}} c \gamma dT + \iint_{\Gamma} \alpha (T - T_0) d\Gamma dt, \quad (5)$$

где $V_{\text{вбр}}$ — суммарный выброшенный объем металла.

Таким образом, КПД источника нагрева η в процессе сварки вычислялся как

$$\eta = \frac{q_{\text{ист}} - q_{\text{ном}}}{q_{\text{ист}}}, \quad (6)$$

где $q_{\text{ист}} = \int W dt$, W — тепловая мощность источника в области единичного контакта, которая была принята равной $0,035IU$ Вт, что соответствует наблюдаемым режимам при экспериментальных исследованиях температур во время сварки (I , U — ток и напряжение, подаваемые на свариваемую конструкцию).

Для расчета времени существования ЕК диаметром 5 и 8 мм было принято значение плотности тока $\Delta i = 250$ А/мм², в качестве конечной стадии нагрева — температура $T = 1800$ °С. Режимы нагрева в интервалах 100...400 А/мм² представляют значительный интерес с точки зрения интенсификации нагрева при оплавлении, так как позволяют повысить сварочный ток и термический КПД процесса. На рис. 9 приведены зависимости термического КПД процесса оплавления согласно (6) при изменении плотности тока в контактах. Наиболее высокие значения термического КПД могут быть достигнуты в интервале величины $\Delta i = 100...400$ А/мм² независимо от площади контакта.

Кроме того, с помощью численного анализа распределения температур в процессе сварки исследовано влияние температуры оплавляемых торцов на величину термического КПД процесса сварки. Для этого был рассмотрен ЕК с проходящим через него током плотностью 250 А/мм². Как показано на рис. 10, при повышении температуры приконтактного слоя металла, где возникают ЕК, термический КПД процесса снижается. Это обусловлено тем, что энергия, передаваемая в торцы деталей, непрерывно снижается по мере увеличения температуры, а теряемая с выплавленным металлом остается постоянной и даже возрастает. Соответственно снижается термический КПД при нагреве оплавлением.

Полученные результаты численного анализа кинетики температурного поля в области ЕК могут быть использованы для рассмотрения ком-

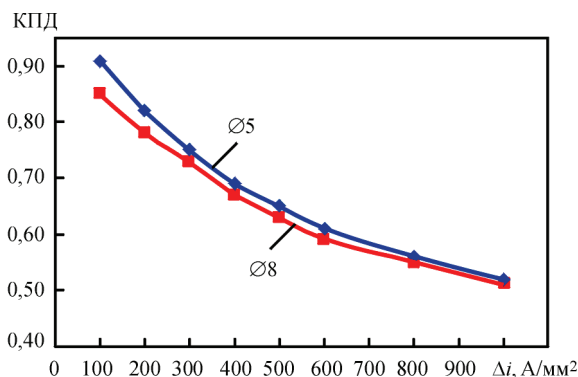


Рис. 9. Зависимость термического КПД нагрева контактов диаметром 5 и 8 мм от Δi , проходящего через ЕК

плекса задач оптимизации конкретных промышленных циклов, в частности, применительно к контактной сварке рельсов. Для расчета кинетики температуры T при сварке рельсов непрерывным оплавлением, как и для ЕК, использовался алгоритм численного решения трехмерного уравнения теплопроводности в декартовой системе координат x , y , z :

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) = c \gamma \frac{\partial T}{\partial t}. \quad (7)$$

Конвективный теплообмен с окружающей средой и начальные условия принимались такие же, как и при расчете ЕК согласно соотношениям (2) и (3). Функционал, минимизация которого позволяет сформировать необходимую систему линейных алгебраических уравнений в рамках конечно-элементного решения задачи теплопроводности, для данного случая представим в следующем виде:

$$\begin{aligned} \mathcal{E}_T = & -\frac{1}{2} \int_V \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) - \right. \\ & \left. - \frac{c \gamma}{\Delta t} (T - T^*) \right] dV + \frac{1}{2} \int_{\Gamma} \left[\alpha (T - T_0) - q_s \right] d\Gamma, \end{aligned} \quad (8)$$

где V — рассматриваемый объем в свариваемой конструкции.

Для расчета температурного поля использовались реальные данные, полученные при сварке

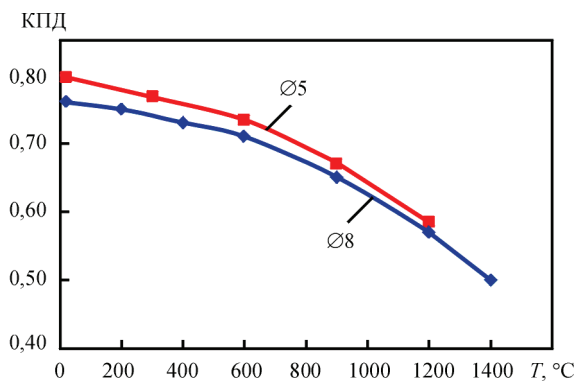


Рис. 10. Зависимость термического КПД нагрева контактов диаметром 5 и 8 мм от температуры приконтактного слоя металла, примыкающего к поверхности оплавления

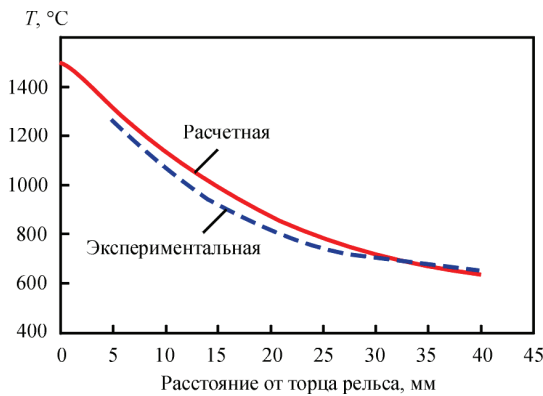


Рис. 11. Распределение температуры вдоль оси железнодорожного рельса при непрерывном оплавлении

рельсов непрерывным оплавлением на стационарной рельсосварочной машине К1000, также при сварке данного стыка проводился замер температурного поля с помощью термопар.

Как видно из рис. 11, разработанная модель позволяет с достаточно высокой точностью прогнозировать кинетику температурного поля в рассматриваемом случае, что позволяет ее использование в дальнейшем для выбора оптимальных температурных режимов без проведения дорогостоящих экспериментов. В частности, на основе (6) был проведен расчет КПД для непрерывного оплавления рельсов. Как показывают результаты численного прогнозирования (рис. 12), в начальный период КПД сварки достаточно высокий, но в процессе оплавления он снижается.

Это обусловлено тем, что температура торцов оплачиваемых поверхностей повышается, и термический КПД изменяется так, как и в случае нагрева ЕК (см. рис.10). Использование данной модели позволяет значительно расширить диапазон поиска путей интенсификации нагрева при многофакторном управлении параметрами сварки, влияющими на формирование температурного поля, а также облегчить поиск оптимальных термических циклов при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением толстостенных изделий.

Выводы

1. Анализ записей регистрации параметров сварки и поверхностей оплавления рельсов показал, что при непрерывном оплавлении толстостенных деталей могут возникать контакты различных диаметров, но максимальная их площадь не превышает площадь, соответствующую контактам диаметром 5 и 8 мм.

2. Длительность нагрева контактов различной площади непрерывным оплавлением зависит от значения плотности тока, протекающего через контакт.

3. В диапазоне плотностей тока 100...400 А/мм² проявляется заметная зависимость времени нагрева контактов от значения плотности тока.

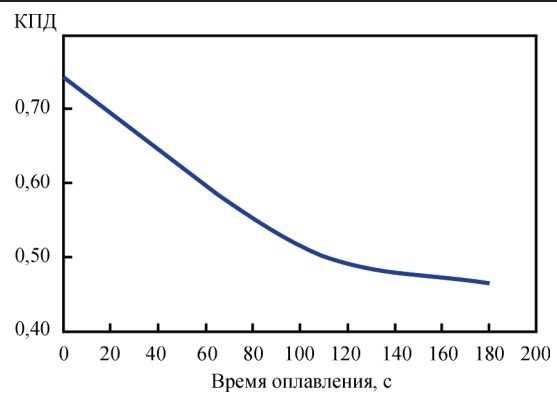


Рис. 12. Изменение термического КПД в процессе непрерывного оплавления железнодорожных рельсов

4. С увеличением температуры поверхности контакта длительность его нагрева значительно уменьшается.

5. Определены общие зависимости термического КПД при непрерывном оплавлении от плотности тока, проходящего через контакт, и температуры в зоне контакта. Установлено, что с увеличением плотности тока и температуры контакта термический КПД снижается.

Расчетным путем определено температурное поле при сварке непрерывным оплавлением железнодорожных рельсов типа Р65 на оптимальном режиме. Результат расчета близок к экспериментальному.

Список литературы

- ГОСТ Р ИСО 15614-13-2009. (2011) *Технические требования и аттестация процедур сварки металлических материалов. Проверка процедуры сварки. Часть 13. Контактная стыковая сварка сопротивлением и оплавлением*. Москва, Стандартинформ.
- ТУ У 27.1-40081293-002:2016. *Рейки нові зварені для залізниць*. «Дніпропетровське НКTB КГ» філія «НДКТІ» ПАТ «Укрзалізниця».
- Кучук-Яценко С. И. (1992) *Контактная стыковая сварка непрерывным оплавлением*. Киев, Наукова думка.
- Leonhard Weingrill, Norbert Enzinger. (2017) Temperature fields evolution during flash-butt welding of railway rails. *Materials Science Forum*, 8, 2088–2093.
- Орлов Б. Д., Чакалев А. А., Дмитриев Ю. В. (1986) *Технология и оборудование контактной сварки*. Москва, Машиностроение.
- Кучук-Яценко С. И. (1976) *Контактная стыковая сварка оплавлением*. Киев, Наукова думка.
- Yan Guo Li, Fu Cheng Zang. (2010) Numerical simulation of flash-butt welding of high manganese steel crossing with carbon steel rail. *Advanced materials research*, 123-125, 571–574.
- (2005) *Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion*. Ed. by Zhili Feng. Sawston, Woodhead Publishing.

References

- (2011) GOST R ISO 15614-13-2009: Specification and qualification of welding procedures for metallic materials. Welding procedure test. Pt. 13: *Resistance butt and flash welding*. Moscow, Standartinform [in Russian].
- TU U 27.1-40081293-002:2016: *New welded rails for railways*. Dnipropetrovske NKTB, NDKTI PJSC Ukrzaliznytsya [in Ukrainian].

3. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (1992) *Continuous flash-butt welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Weingrill, L. Enzinger, N. (2017) Temperature fields evolution during flash-butt welding of railway rails. *Mater. Sci. Forum*, **9**, 2088-2093.
5. Orlov, B.D., Chakalev, A.A., Dmitriev, Yu.V. (1986) *Technology and equipment for resistance welding*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
6. Kuchuk-Yatsenko, S.I. (1976) *Flash-butt welding*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
7. Yan Guo Li, Fu Cheng Zang (2010) Numerical simulation of flash-butt welding of high-manganese steel crossing with carbon steel rail. *Adv. Mater. Research*, 123-125, 571-574.
8. (2005) *Processes and mechanisms of welding residual stress and distortion*. Ed. by Zhili Feng. Sawston, Woodhead Publishing.

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ПРОЦЕСУ НАГРІВАННЯ МЕТАЛУ ПРИ КОНТАКТНОМУ СТИКОВОМУ ЗВАРЮВАННІ БЕЗПЕРЕРВНИМ ОПЛАВЛЕННЯМ

С. І. КУЧУК-ЯЦЕНКО, О. С. МІЛЕНІН, О. А. ВЕЛИКОІВАНЕНКО, Є. В. АНТИПІН, О. В. ДІДКОВСЬКИЙ

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

В останнє десятиріччя актуальним та практично значущим завданням є одержання високоякісних з'єднань із високоміцних сталей та сплавів. Для його рішення потрібні технології, які відрізняються висококонцентрованим нагріванням при мінімальному енерговкладенні, у тому числі й при контактному стиковому зварюванні залізничних рейок безперервним оплавленням. Для рішення даного завдання була розроблена математична модель процесу нагрівання металу при контактному стиковому зварюванні безперервним оплавленням. Модель дозволить уникнути проведення трудомістких експериментів, що дорого коштують, і значно розширити діапазон пошуку шляхів оптимізації при багатофакторному керуванні параметрами зварювання, що впливають, зокрема, на формування температурного поля при контактному стиковому зварюванні залізничних рейок безперервним оплавленням. Бібліогр. 8, рис. 12.

Ключові слова: безперервне оплавлення, одиничний контакт, математичне моделювання, контактне стикове зварювання, густина струму, коефіцієнт корисної дії, глибина кратера, іскровий зазор, залізнична рейка

MATHEMATICAL MODELING OF THE PROCESS OF HEATING METAL IN FLASH-BUTT WELDING

S.I. KUCHUK-YATSENKO, A.S. MILENIN, E.A. VELIKOIVANENKO, E.V. ANTIPIN, A.V. DIDKOVSKY

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

In the last decade, an urgent and practically significant problem has been producing of high-quality joints of high-strength steels and alloys. For its solution the technologies are required which are distinguished by a high-concentration heating at a minimum energy input, including flash-butt welding of rails. To solve this problem, a mathematical model of the process of heating metal in flash-butt welding was developed. The model allows avoiding labor-consuming and expensive experiments and significantly expanding the range of searching the ways of optimizing at a multifactor control of welding parameters, affecting, in particular, the formation of the temperature field in flash-butt welding of rails. 8 Ref., 12 Fig.

Keywords: continuous flashing, single contact, mathematical modeling, flash-butt welding, current density, efficiency coefficient, crater depth, spark gap, rail

Поступила в редакцию 28.09.2018

Новая книга

Физические процессы при сварке и обработке материалов. Теоретическое исследование, математическое моделирование, вычислительный эксперимент: Сб. статей и докладов под ред. акад. НАН Украины И.В. Кривцуна. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 642 с.

Сборник включает 86 статей и докладов сотрудников отдела физики газового разряда и техники плазмы Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, опубликованных за период 1978–2018 гг. В нем обобщен сорокалетний опыт научно-исследовательской деятельности отдела в области теоретического исследования и компьютерного моделирования физических явлений, протекающих при дуговых, плазменных, лазерных и гибридных процессах сварки, наплавки и напыления покрытий. Может быть интересен и полезен ученым, инженерам и технологам, занимающимся проблемами дуговой, плазменной, лазерной и гибридной сварки и обработки материалов, а также аспирантам и студентам, изучающим теоретические основы сварочных и родственных процессов.

Сборник можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».



ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ЗТВ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, А. В. ЗАВДОВЕЕВ, С. Л. ЖДАНОВ, А. В. МАКСИМЕНКО

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

В настоящее время наметились тенденции к разработке высокопрочных легированных сталей с пределом текучести более 590 МПа, в которых термическая обработка (закалка и отпуск) заменяется на процесс контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением. Сегодня применение технологий сварки таких сталей основано лишь на рекомендациях производителя металла и сварочных материалов, а также эквиваленте углерода. Учитывая, что новое поколение сталей, в том числе и alform 620M, получены благодаря комплексному использованию как микролегирования, так и термомеханической обработки с последующим ускоренным охлаждением, полученные свойства могут быть утрачены в результате разупрочнения при переделах, связанных с нагреванием стали. Так как уровень изменения механических свойств металла ЗТВ определяет свариваемость стали, на первом этапе исследований рассматривается влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ высокопрочной стали alform 620M. В результате проведенных исследований установлено, что оптимальные сочетания механических свойств и структуры можно достичь при скорости охлаждения металла ЗТВ сварных соединений более 25 °C/с. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 4.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, контролируемая прокатка, термические циклы сварки, зона термического влияния, структура, свойства

Снижение удельного веса конструкций, при условии обеспечения необходимой их эксплуатационной надежности, является одной из главных задач, повседневно решаемых создателями машин, механизмов и металлоконструкций. Успешное выполнение этой задачи в значительной мере определяется свойствами сталей, которые применяются для их изготовления. В первую очередь речь идет о прочности стали как при статических, так и динамических нагрузках. Одним из направлений повышения прочности стального проката является получение закаливающих структур путем термического улучшения низкоуглеродистого металла (закалки и отпуска) и ограниченного легирования марганцем, хромом, никелем, молибденом в сочетании с карбидо- и нитридообразующими элементами [1]. Наряду с высокими показателями прочности ($\sigma_{0.2} \geq 590$ МПа) легированные стали, такие как 14X2ГМР, 12ГН2МФАЮ, 14ХН2МДАФБ и др., имеют достаточный запас пластичности, хорошо сопротивляются хрупкому разрушению и удовлетворительно свариваются, о чем свидетельствует полувековой опыт эксплуатации сварных конструкций, изготовленный из них: мощных карьерных экскаваторов, автомобилей большой грузоподъемности, подъемно-транспортных механизмов, строительной и дорожной техники.

В настоящее время наметились тенденции к разработке высокопрочных легированных сталей с $\sigma_{0.2} \geq 590$ МПа, в которых термическая обработка заменяется на процесс контролируемой прокатки с последующим ускоренным охлаждением. Такие стали начали поступать на рынок металла Украины и могут применяться в машиностроении, металлургии, горнодобывающей и перерабатывающей отраслях. Например, на металлургических предприятиях Украины для откачивания продуктов сгорания мартеновских печей, агломерационных и конвертерных газов используются радиальные нагнетатели [2] (экспаустеры) типа Н7500 клепанной конструкции. Для замены или ремонта экспаустера необходимо останавливать производственную линию на период от нескольких часов до нескольких суток, что влияет на производительность агломерационного, мартеновского и конвертерного процесса. Сам процесс ремонта экспаустера очень длительный и трудоемкий, так как в основном эксплуатируются экспаустеры с клепанным рабочим колесом (при ремонте необходима замена лопаток или лопаток и центрального диска). В связи с коротким сроком эксплуатации и необходимостью частого планового ремонта рабочего колеса Н7500 с привлечением специалистов ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины разработана принципиально новая сварная конструкция [2]. Как известно, наиболее на-

Т а б л и ц а 1. Химический состав стали alform 620M, мас. %

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Ti	B
0,08	0,37	2,0	0,005	0,01	0,027	0,38	0,21	0,02	0,01	0,043	0,017	0,001

грузенной частью рабочего колеса является его центральный диск. Основными требованиями при выборе материала для изготовления именно этой детали были: определенный процент содержания углерода (для обеспечения хорошей свариваемости), а также расчетные величины предела текучести (более 600 МПа) (для сохранения целостности конструкции при работе в диапазоне повышенных температур) и относительного удлинения (для обеспечения пластичности конструкции). Исходя из этих данных выбрана высокопрочная низколегированная сталь alform 620M, микролегированная ниобием и ванадием производства австрийской компании, которая поставляется в состоянии после контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения.

По данным стандарта EN10025-2, данная сталь характеризуется следующими механическими свойствами: повышенными прочностными свойствами ($\sigma_T > 620$ МПа, $\sigma_B = 730$ МПа); высокой пластичностью ($\delta_5 = 23$ %) и ударной вязкостью ($KCV_{40} > 34$ Дж/см²). Такие механические свойства обеспечивает мелкодисперсная структура, полученная контролируемой прокаткой и последующим ускоренным охлаждением. Данные стали имеют преимущественно бейнитную структуру [3–5]. Добавление ванадия, ниобия и титана способствует реаустенизации металла, препятствуя росту аустенитного зерна. Дисперсионное упрочнение эффективно контролируется содержанием ванадия. Одной из важнейших механических характеристик является ударная вязкость, которая также имеет отличия как в ниобиевых, так и в ниобийванадиевых сталях [6, 7]. Максимальная ударная вязкость стали с ниобием соответствует скорости охлаждения 20 °C/с, в то время как для стали с добавлением ванадия данная температура сдвигается до 60 °C/с. С уменьшением скорости охлаждения до 6 °C/с наблюдается существенное понижение ударной вязкости обеих сталей, что связано с формированием гранулярного бейнита. Понижение пластичности данных сталей связывается с выделением хрупких включений по границам бейнита, ростом аустенитного зерна в процессе сварки и смене морфологии бейнита с пластинчатого на гранулярный.

Сегодня применение технологий сварки высокопрочных сталей, полученных методами контролируемой прокатки, основано лишь на рекомен-

дациях производителя металла [8, 9] и сварочных материалов, а также эквиваленте углерода. Для создания ответственных сварных конструкций, использующих переделы, связанные с нагреванием от 300 до 1500 °C, работающих в условиях динамического и переменного нагружения, этого явно недостаточно. Учитывая, что новое поколение сталей, в том числе и alform 620M, получены благодаря комплексному использованию как микролегирования, так и термомеханической обработки с последующим ускоренным охлаждением, полученные свойства могут быть утрачены в результате разупрочнения при переделах, связанных с нагреванием стали. Известно, что структура и механические свойства металла могут существенно изменяться под влиянием термических циклов сварки (ТЦС). По результатам исследований, выполненных на высокопрочной стали S460M [10], изготовленной контролируемой прокаткой с последующим ускоренным охлаждением, установлено влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ. Показано, что с увеличением скорости охлаждения металла ЗТВ $w_{6/5}$ от 3 до 25 °C/с ферритно-перлитная структура переходит в бейнитную, что обуславливает повышение твердости с HV 190 до HV 280, а также повышение прочностных характеристик [10]. Однако остается актуальным вопрос изучения свариваемости стали более высокого класса прочности. Так как уровень изменения механических свойств металла ЗТВ определяет свариваемость стали, на первом этапе исследований рассматривается влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ высокопрочной низколегированной стали alform plate 620M, микролегированной ниобием и ванадием.

Методика эксперимента. Для проведения экспериментов была взята конструкционная сталь alform 620M которая поставляется в состоянии после контролируемой прокатки. Химический состав данной стали приведен в табл. 1, а ее механические свойства в табл. 2.

Как уже упоминалось, структура и свойства металла ЗТВ стального проката могут изменяться под воздействием термических циклов сварки. Поэтому на начальном этапе работы было изучено это влияние на сталь alform 620M. В качестве критерия ТЦС принимали скорость охлаждения металла в интервале температур 600...500 °C ($w_{6/5}$), нагретого до температур 1200...1300 °C. По результатам исследований определены предельные скорости охлаждения ($w_{6/5min}$ и $w_{6/5max}$), меньше и больше которых происходит снижение показателя

Т а б л и ц а 2. Механические свойства стали alform 620M

σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %
667	731	24	77

телей прочности и пластичности металла ЗТВ по сравнению с регламентированными требованиями к сварным соединениям. Изменение показателей механических свойств в зависимости от скорости охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 600...500 °С изучали с использованием модельных образцов размером 120×12×12 мм, которые термообработаны в соответствии с термическими циклами сварки на установке МСР-75. Процесс термообработки заключался в следующем. Сначала образцы током, проходящим через них, нагревались до температур 1200...1300 °С, которые характерны для участка перегрева ЗТВ сварных соединений. Скорость нагрева образцов составляла 150...170 °С/с, что соответствует условиям нагрева металла в зоне термического влияния при дуговых процессах сварки. При данной температуре образцы выдерживались в течение ориентировочно двух секунд, а затем принудительно охлаждались. Скорость нагрева–охлаждения образцов контролировали хромель–алюмелевой термопарой диаметром 0,5 мм. Для испытания на статическое растяжение из стали механическим способом изготавливали образцы тип II в соответствии с ГОСТ 6996-96 (по три образца на каждую скорость охлаждения). Испытания выполняли по ГОСТ 6996-66 при температуре 20 °С.

Полученные результаты и обсуждение. В представленной работе изучалась структура и механические свойства термомеханически упрочненной стали alform 620M. Благодаря проведению термомеханической прокатки в диапазоне температур 900...700 °С с контролируемым охлаждением

в стали alform 620M образуется бейнитная (преимущественно нижний бейнит — 90 %) структура (рис. 1, а) с размером зерна порядка 40 мкм и твердостью $HV\ 280$.

Показатели ударной вязкости стали alform 620M существенно превышают нормативные значения и составляют $KCV_{-40} = 307$ Дж/см². Поэтому по показателям статической прочности, пластичности и ударной вязкости сталь alform 620M может быть отнесена к перспективным с точки зрения ее использования для вентиляторов нагнетателя оборудования горнообогатительного комплекса.

В свою очередь зависимости, характеризующие изменения показателей прочности и пластичности в имитированном металле ЗТВ стали alform 620M под влиянием ТЦС приведены на рис. 2. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что при скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °С $w_{6/5} = 3$ °С/с понижаются показатели предела текучести металла ЗТВ по сравнению с исходным состоянием, а именно $\sigma_{0,2}$ от 667 до 553 МПа, с увеличением $w_{6/5}$ до 12 °С/с предел текучести увеличивается до 580 и до 585 МПа при $w_{6/5} = 25$ °С/с. Предел прочности σ_B незначительно снижается до 723 МПа при $w_{6/5} = 3$ °С/с, а затем возрастает до 790 МПа при $w_{6/5} = 25$ °С/с. В то же время пластические свойства имитируемого металла ЗТВ по сравнению с исходным состоянием меняются незначительно (изменения не превосходят 5...10 %).

При испытаниях на ударный изгиб образцов с острым V-образным надрезом установлено,

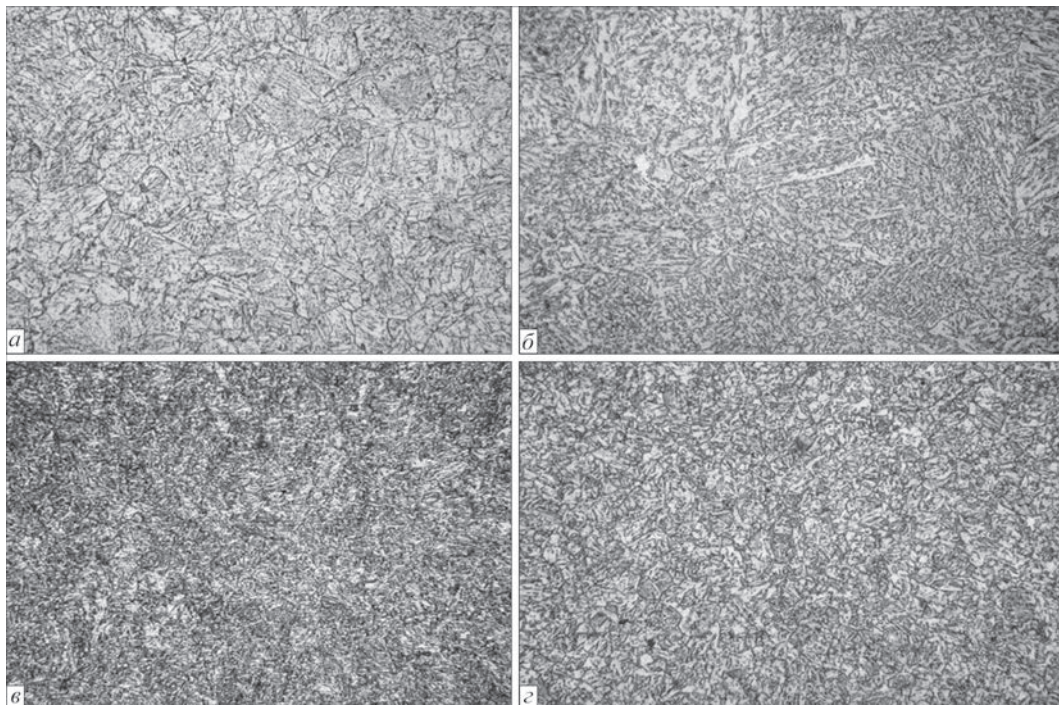


Рис. 1. Микроструктура (×500) стали alform 620M в зависимости от скорости охлаждения $w_{6/5}$: а — основной металл; б — 3; в — 12; з — 25 °С/с

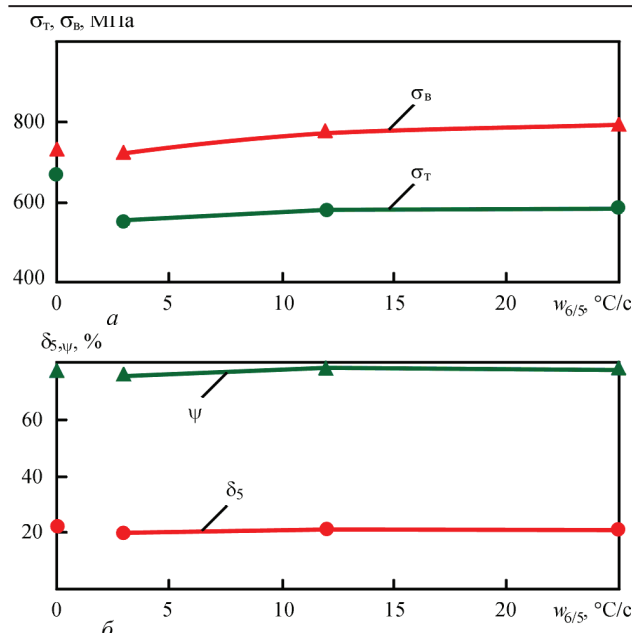


Рис. 2. Механические свойства стали alform 620M в зависимости от скорости охлаждения $w_{6/5}$

что ударная вязкость металла ЗТВ стали alform 620M уменьшается по отношению к основному металлу (рис. 3). Наиболее существенное снижение значений KCV наблюдается в образцах, которые остывали со скоростью $w_{6/5} = 3$ °C/c (от 341 до 21,2 Дж/см² при температуре испытаний 20 °C, от 329 до 19,5 Дж/см² при температуре –20 °C и от 307 до 14,3 Дж/см² при температуре –40 °C). С ростом скорости охлаждения до 12 °C/c они несколько повышаются для показателей ударной вязкости при отрицательных температурах и существенно повышаются для испытаний при комнатной температуре: $KCV_{20} = 332$ Дж/см², $KCV_{-20} = 62$ Дж/см² и $KCV_{-40} = 27$ Дж/см². С ростом скорости охлаждения до 25 °C/c они повышаются до значений: $KCV_{20} = 340$ Дж/см², $KCV_{-20} = 312$ Дж/см² и $KCV_{-40} = 94$ Дж/см².

Такие изменения механических свойств металла ЗТВ стали alform 620M обусловлены различными структурными преобразованиями в диапазоне исследуемых скоростей охлаждения. Об этом свидетельствуют результаты металлографических исследований. Металлографическими исследованиями установлено, что на участке перегрева в металле ЗТВ стали alform 620M при скорости охлаждения $w_{6/5} = 3$ °C/c сформировалась структура, состоящая из различных морфологических форм бейнита нижнего и верхнего с преобладанием последнего (рис. 2, б), средний размер зерна порядка 65 мкм. Твердость такого металла составляет $HV 220$.

При повышении $w_{6/5}$ до 12 °C/c образуется равноосная бейнитная структура с содержанием бейнита нижнего 60 %. Размер зерна уменьшается и соответствует 15...25 мкм, а твердость при этом возрастает до $HV 250$.

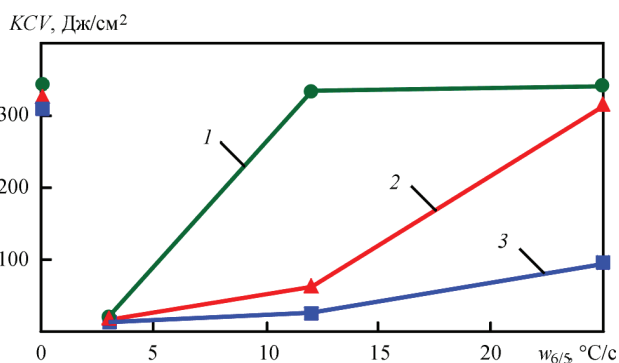


Рис. 3. Ударная вязкость стали alform 620M в зависимости от скорости охлаждения $w_{6/5}$ (1 — 20 °C; 2 — –20; 3 — –40)

При дальнейшем росте скорости охлаждения до $w_{6/5} = 25$ °C/c в имитированном металле ЗТВ формируется структура, состоящая из смеси верхнего (20 %) и нижнего бейнита (80 %). Благодаря этому твердость металла повышается до $HV 270$, что, в свою очередь, приводит к росту показателей его статической прочности и падения пластических свойств.

Анализ фрактографических данных, полученных после испытания образцов на ударный изгиб показал, что с увеличением скорости охлаждения (от $w_{6/5} = 3$ °C/c до $w_{6/5} = 25$ °C/c) при отрицательных температурах испытания ($T_{исп} = -20$ и -40 °C) характер разрушения в зоне магистрального развития трещины изменяется от 100 % хрупкого (рис. 4, а) до смешанного: квазихрупкого 70...75 % и вязкого 25...30 % ($T_{исп} = -20$ °C, рис. 4, б), при этом с увеличением скорости охлаждения размер элементов поверхности разрушения уменьшается в 2 раза от 50 мкм ($w_{6/5} = 3$ °C/c) до 25 мкм ($w_{6/5} = 25$ °C/c). Данное обстоятельство свидетельствует о том, что с точки зрения механических свойств скорость охлаждения $w_{6/5} = 25$ °C/c обеспечивает оптимальное сочетание прочности, пластичности и ударной вязкости, наиболее приближенных к значениям основного металла.

Таким образом установлено, что уменьшение прочности и ударной вязкости металла ЗТВ стали alform 620M при скорости охлаждения $w_{6/5} = 3$ °C/c обусловлено существенным ростом зерна (до 65 мкм) и формированием преимущественно структуры верхнего бейнита. Повышение скорости охлаждения $w_{6/5}$ до 12 °C/c приводит к уменьшению среднего размера зерна до 15...25 мкм, увеличению удельной доли нижнего бейнита до 60 % и, как следствие, к повышению показателей прочности, однако показатели хладостойкости (ударная вязкость при отрицательных температурах) находятся на неудовлетворительном уровне. Последний факт объясняется высоким содержанием бейнита верхнего (40 %) в полученной структуре. Повысить значения хладостойкости удастся, увеличив скорость охлажде-

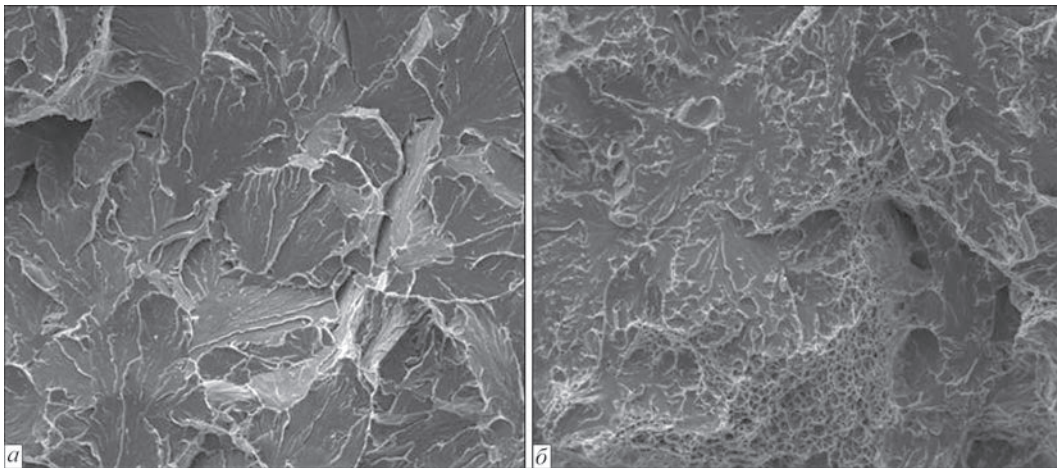


Рис. 4. Фрактограммы поверхности разрушения образцов стали alform plate 620M после испытаний на ударный изгиб ($\times 810$): а — $T_{\text{исп}} = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $w_{6/5} = 3\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; б — $T_{\text{исп}} = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$, $w_{6/5} = 25\text{ }^{\circ}\text{C/c}$

ния металла ЗТВ до $w_{6/5} \geq 25\text{ }^{\circ}\text{C/c}$. Это достигается за счет формирования мелкодисперсной структуры (15 мкм), состоящей преимущественно из бейнита нижнего (80 %).

Выводы

Проведенные исследования влияния термических циклов сварки на структуру и свойства стали alform 620M показали следующее:

- при скорости охлаждения имитируемого металла ЗТВ $w_{6/5} = 3\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (характерной для процессов сварки под флюсом), наблюдается существенное понижение предела текучести до 554 МПа и ударной вязкости до значений, не удовлетворяющих требованиям стандартов Евронорм (менее 34 Дж/см²), что обусловлено существенным ростом размеров зерен структуры, полученной при таких условиях охлаждения;

- увеличить значения прочности и ударной вязкости позволяет повышение скорости охлаждения имитируемого металла ЗТВ $w_{6/5}$ до 25 °C/c. При этом в металле ЗТВ формируется мелкодисперсная структура с размером зерен порядка 15...25 мкм, а поверхность излома образцов, испытанных на ударный изгиб, имеет смешанную структуру хрупко-вязкого излома.

Таким образом установлено, что оптимальные сочетания механических свойств и структуры можно достичь при скорости охлаждения металла ЗТВ сварных соединений $w_{6/5} \geq 25\text{ }^{\circ}\text{C/c}$.

Список литературы/References

1. Мусияченко В. Ф., Миходуй Л. И. (1987) *Дуговая сварка высокопрочных легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
2. Гаврилов Д. С., Махненко О. В. (2016) Прогнозирование сварочных деформаций рабочего колеса радиального нагнетателя HP-7500 при дуговой и лазерной технологии сварки. *Сб. тр. Седьмой межд. конф. «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 14–18 сентября 2015 г., Одесса*, сс. 14–20.
3. Gavrilov, D.S., Makhnenko, O.V. (2016) Prediction of welding strains of rotor wheel of blower HP-7500 in arc and laser technologies of welding. *In: Proc. of 7th Int. Conf. on Laser Technologies in Welding and Materials Processing (14-18 Sept. 2015, Odessa, Ukraine)*, pp. 14-20 [in Russian].
4. Ragu Nathan S., Balasubramanian V., Malarvizhi S., Rao A. G. (2015) Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. *Defence Technology*, **11**, 308–317.
5. Ufuah E., Ikhyere J. (2013) Elevated Temperature Mechanical Properties of Butt-Welded Connections Made with High Strength Steel Grades S355 and S460M. *International conf. proceedings «Design, Fabrication and Economy of Metal Structures»*, Miskolc, Hungary, 24–26 Apr. 2013. Jarmai K., Farkas J. (eds.), Springer, pp. 407–412.
6. Nazarov A., Yakushev E., Shabalov I. et al. (2014) Comparison of weldability of high-strength pipe steels microalloyed with niobium, niobium and vanadium. *Metallurgist*, **7**, **9-10**, 911–917.
7. Zhixiong Zhu, Jian Han, Huijun Li, Cheng Lu (2016) High temperature processed high NbX80 steel with excellent heat-affected zone toughness, *Materials Letters*, **163**, 171–174.
8. Dongsheng Liu, Qingliang Li, Toshihiko Emi (2011) Microstructure and Mechanical Properties in Hot-Rolled Extra High-Yield-Strength Steel Plates for Offshore Structure and Shipbuilding. *Metallurgical and materials transactions A*, **42**, 1349–1361.
9. Melanie Natschläger, Rupert Egger and Stefan Anton Kapl (2015) Thermomechanically Rolled Heavy Plates for Penstocks. *Hydropower*, **1**, 114–118.
10. (2011) *Technical terms of delivery for heavy plates*. High-strength and ultra-highstrength thermomechanically rolled fine-grain steels. Voestalpine Grobblech GmbH, Austria.
11. Zavidoveev A., Pozniakov V., Rogante M. et al. (2017) Weldability of S460M high strength low-alloyed steel. *Proc. 7th Int. Conf. «Mechanical Technologies and Structural Materials» MTMS2017, Split, Croatia, 21–22 Sept. 2017*. Jozić S., Lela B. (eds.), Croatian Society for Mechanical Technologies, Split, Croatia, pp. 163–166.

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ЗТВ ВИСКОМІЩНОЇ СТАЛІ КОНТРОЛЬОВАНОГО ПРОКАТУВАННЯ

В. Д. ПОЗНЯКОВ, А. В. ЗАВДОВЄЄВ, С. Л. ЖДАНОВ, А. В. МАКСИМЕНКО

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

На даний час намітилися тенденції до розробки високоміцних легованих сталей з межою текучості більш 590 МПа, в яких термічна обробка (гартування та відпуск) замінюється на процес контрольованого прокатування з подальшим прискореним охолодженням. Сьогодні застосування технологій зварювання таких сталей засноване лише на рекомендаціях виробника металу та зварювальних матеріалів, а також еквіваленті вуглецю. З огляду на те, що нове покоління сталей, в тому числі і alform 620M отримані завдяки комплексному використанню як мікролегування, так і термомеханічної обробки з подальшим прискореним охолодженням, отримані властивості можуть бути втрачені внаслідок зміцнення при переділах, пов'язаних з нагріванням сталі. Оскільки рівень зміни механічних властивостей металу ЗТВ визначає зварюваність сталі, на першому етапі досліджень розглядається вплив термічних циклів зварювання на властивості та структуру металу ЗТВ високоміцної сталі alform 620M. В результаті проведених досліджень встановлено, що оптимальні поєднання механічних властивостей і структури можна досягти при швидкості охолодження металу ЗТВ зварних з'єднань більш 25 °C/с. Бібліогр. 10, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: високоміцна сталь, контрольоване прокатування, термічні цикли зварювання, зона термічного впливу, структура, властивості

INFLUENCE OF THERMAL CYCLE OF WELDING ON STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HAZ METAL IN HIGH-STRENGTH STEEL PRODUCED BY CONTROLLED ROLLING

V.D. POZNYAKOV, A.V. ZAVDOVEEV, S.L. ZDANOV, A.V. MAKSYMENKO

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazimir Malevich Str., 03680, Kyiv.

E-mail: office@paton.kiev.ua

At present there is a tendency to develop high-strength alloyed steel with yield strength more than 590 MPa, in which heat treatment (quenching and tempering) is replaced by the process of controlled rolling with subsequent accelerated cooling. Application of technologies of welding such steels is now based only on recommendations of the manufacturer of metal and welding consumables, as well as carbon equivalent. Considering that the new generation of steels, including alform 620M was produced due to complex application of both microalloying, and thermomechanical treatment with subsequent accelerated cooling, the obtained properties can be lost as a result of softening during processing stages, related to steel heating. As the level of the change of mechanical properties of HAZ metal determines steel weldability, the influence of thermal cycles of welding on the properties and structure of HAZ metal in high-strength steel alform 620M is considered at the first stage of investigations. Performed investigations revealed that optimum combinations of mechanical properties and structure can be achieved at the rate of cooling of metal of welded joint HAZ more than 25 °C/s. 10 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Keywords: high-strength steel, controlled rolling, thermal cycles of welding, heat-affected zone, structure, properties

Поступила в редакцію 19.07.2018

11-й Международный симпозиум «ПОРОШКОВАЯ МЕТАЛЛУРГИЯ: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы, сварка»

10–12 апреля 2019 г.

Минск, Беларусь

Организаторы:

Национальная академия наук Беларуси
Государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии
Институт порошковой металлургии им. академика О. В. Романа
Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь
European Powder Metallurgy Association

Тематика симпозиума:

- Секция 1 «Порошковая металлургия: материалы, технологии, оборудование»
- Секция 2 «Новые композиционные материалы: проблемы получения и применение»
- Секция 3 «Инженерия поверхности»
- Секция 4 «Функциональные защитные покрытия: материалы, технологии, оборудование»
- Секция 5 «Передовые сварочные технологии, материалы и оборудование. Совершенствование нормативной базы»
- Секция 6 «Нanomатериалы и нанотехнологии»

Контакты: 220005, Беларусь, г. Минск, ул. Платонова, 41, Институт порошковой металлургии.

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ОБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ТРЕЩИН

В. А. АНОШИН, В. М. ИЛЮШЕНКО

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

На основании анализа физико-химических свойств вредных примесей обобщены представления о механизме их влияния на образование кристаллизационных трещин в различных металлах, заключающимся, во-первых, в обогащении ими границ кристаллитов (остаточной жидкости) на последних стадиях затвердевания, во-вторых, в проявлении эффекта адсорбционного понижения прочности и пластичности. Установлено различие характера кристаллизации однофазных и двухфазных (с эвтектикой) сплавов в обогащении границ кристаллитов вредными примесями. Показано, что наибольшее влияние на образование трещин оказывают удельная поверхностная энергия на границе твердый металл – расплав и границ зерен. Установлено, что на повышенную склонность к образованию кристаллизационных трещин могут влиять и поверхностно-активные легирующие элементы, характеризующиеся теми же физико-химическими свойствами, что и вредные примеси. Формула докритического роста трещины, предложенная Е. Э. Гликманом и др. может служить критерием оценки влияния поверхностно-активных элементов на образование кристаллизационных трещин. Библиогр. 36, табл. 2, рис. 9.

Ключевые слова: кристаллизационные трещины, вредные примеси, физико-химические свойства, эффект адсорбционного понижения пластичности и прочности, коэффициент распределения, обогащение границ зерен, диаграмма состояния, характер кристаллизации, эвтектика

Кристаллизационные трещины являются одним из часто встречающихся дефектов при сварке и литье различных металлов и сплавов. Обобщенные положения существующей теории образования кристаллизационных трещин (технологической прочности металлов) обсуждались еще в 1960-е годы [1].

Согласно этой теории технологическая прочность металлов зависит от:

- температурного интервала хрупкости (ТИХа);
- деформационной способности в ТИХе;
- темпа деформации (интенсивности нарастания упругопластической деформации по мере снижения температуры), т. е. на образование кристаллизационных трещин оказывают влияние два фактора — металлургический (ТИХ и деформационная способность в нем) и силовой (температура деформации).

Необходимым условием образования кристаллизационных трещин является наличие в металле твердой и жидкой фаз. Однако еще имеются расхождения во взглядах на количество и форму жидкой фазы, вызывающей появление трещин. Достаточно полный обзор по этому вопросу был сделан В. В. Подгаецким [2].

В то же время нет однозначного мнения о механизме влияния межкристаллитных жидких прослоек (остаточной жидкой фазы) на образование кристаллизационных трещин.

Н. Н. Прохоров [3] в результате теоретического анализа процесса деформации сплавов в твердо-жидком состоянии пришел к выводу, что деформационная способность зависит в основном от размеров кристаллитов и толщины жидкой фазы, т. е. он не учитывает физико-химического взаимодействия твердой и жидкой фаз. Ряд авторов (Б. И. Медовар, В. В. Подгаецкий, И. И. Новиков, А. Е. Рунов, И. Р. Пацкевич) высказывали предположение о том, что жидкая фаза может оказывать влияние на образование кристаллизационных трещин вследствие проявления эффекта адсорбционного понижения пластичности и прочности (АПП).

Как отмечал В. В. Подгаецкий [2], влияние поверхностных свойств остаточной жидкости на образование кристаллизационных трещин учел Дж. Борленд в своей обобщенной теории образования горячих трещин. Однако он делает следующие замечания по этой теории [2]: «Вызывает сомнение утверждение о значительном влиянии площади контакта между кристаллитами на возможность возникновения трещин... при наличии жидкой фазы на границах кристаллитов зарождение заполненной расплавом межкристаллической трещины энергетически выгоднее, чем в других участках, даже при большем угле θ (о чем отмечается в работе И. И. Новикова [5]). Не согласуются с упомянутой теорией и условия образования трещин сульфидного происхождения. Хотя химический состав межкристаллических сульфидных пленок очень отличается от состава ме-

Таблица 1. Некоторые физические свойства рассматриваемых металлов и примесей [10]

Физические свойства	Легирующие элементы				Примеси			
	Fe	Ni	Cu	Al	P	S	Bi	Na
Поверхностное натяжение $\sigma_{пл}$, МДж/м ²	1840	1810	1350	914	69,7	42	90	191
Удельная теплота сублимации P , МДж/см ³	46,0	55,7	43,9	27,8	18,5	14,4	8,8	4,3
Температура плавления, К	1811	1728	1357	932	317,4 (для белого) 870 (для красного)	392	545	371

талла шва, это не предупреждает возникновение кристаллизационных трещин». Однако И. И. Новиков [5] считает, что изменение состава промышленных сплавов путем дополнительного легирования не должно изменять хрупкость, возникающую вследствие эффекта АПП, так как величина поверхностной энергии на границе твердой и жидкой фаз в большинстве сплавов настолько мала, что будет энергия несколько больше или меньше – это практически не имеет значения для механических свойств сплава в твердо-жидком состоянии. На наш взгляд, это ошибочное мнение. Такое расхождение во взглядах свидетельствует о недостаточных теоретических и экспериментальных исследованиях процесса образования кристаллизационных трещин.

Учитывая, что для реальных конструкций диапазон регулирования силового фактора незначителен (жесткость конструкций в большинстве случаев задана и определяется эксплуатационными требованиями, а пределы изменения параметров режима сварки для конкретных изделий также ограничены), наиболее эффективное воздействие на образование трещин можно оказать металлургическим путем. Поэтому рассмотрим влияние металлургического фактора на образование трещин.

Как известно, влияние металлургического фактора на образование кристаллизационных трещин при постоянном режиме сварки определяется в основном химическим составом металла, и в первую очередь наличием вредных примесей [2, 5–9]. Такими примесями являются:

- сера, фосфор в железе и его сплавах;
- сера, фосфор в никеле и его сплавах;
- висмут, свинец, сера, фосфор в меди и ее сплавах;
- натрий в алюминии и его сплавах.

По-видимому, указанные элементы отличаются некоторыми общими физико-химическими свойствами, определяющими их одинаковое специфическое влияние на образование кристаллизационных трещин.

Как известно, физико-химические свойства примесей во многом определяются диаграммой состояния системы металл – примесь. Анализ этих диаграмм показывает, что все они относятся преимущественно к эвтектическому типу с ограниченной (малой) растворимостью примеси в

твердом металле, причем температура плавления эвтектики или химического соединения в системе металл – примесь меньше температуры плавления металла-растворителя. Для всех рассматриваемых примесей характерна высокая поверхностная (адсорбционная) активность. Теоретическую оценку ее производят обычно по совокупности нескольких критериев [10]:

$$\Delta\sigma = \sigma_p - \sigma_{\pi} > 0; \tag{1}$$

$$\Delta P = P_p - P_{\pi} > 0, \text{ где } P = \frac{L}{V}; \tag{2}$$

$$\Delta T_{пл} = T_p^{пл} - T_{\pi}^{пл} > 0, \tag{3}$$

где σ_p, σ_{π} — поверхностное натяжение растворителя и примеси, соответственно; P_p, P_{π} — удельная теплота сублимации растворителя и примеси, соответственно; L — теплота сублимации в точке плавления (Дж/г·атом); V — атомный объем при температуре плавления (см³/г·атом); $T_p^{пл}, T_{\pi}^{пл}$ — температура плавления растворителя и примеси, соответственно.

Если неравенства (1)–(3) соблюдаются, то примесь является поверхностно активной по отношению к данному растворителю. Как видно из табл. 1, оценка рассматриваемых примесей по приведенным выше критериям свидетельствует об их поверхностной активности по отношению, соответственно, к железу, никелю, меди и алю-

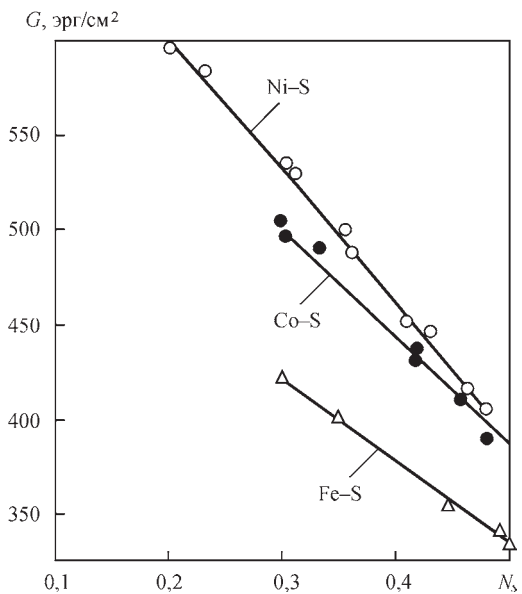


Рис. 1. Влияние серы на поверхностное натяжение железа, никеля и кобальта [11]

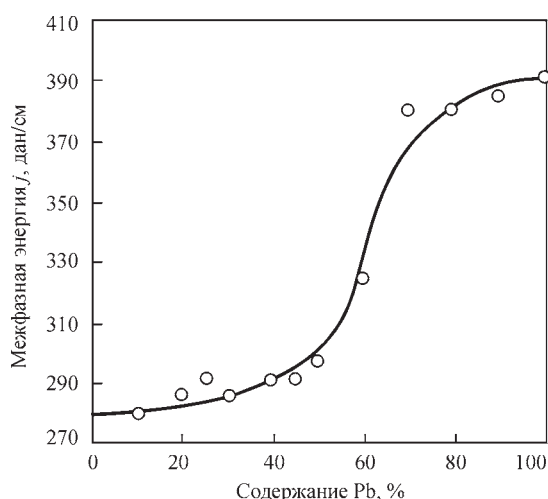


Рис. 2. Межфазная энергия j на границе меди с расплавами Bi–Pb при 350 °C [12]

минию. Это подтверждается также и экспериментальными данными (рис. 1–4).

Другим общим свойством указанных выше примесей является их малый коэффициент распределения (табл. 2), что способствует повышению их концентрации по границам кристаллитов и усиливает их вредное действие даже при малых концентрациях примеси в металле.

Численные значения коэффициента распределения в табл. 2 приведены по данным работ [14, 15], а также рассчитывались нами по соответствующим бинарным диаграммам состояния [16].

Таблица 2. Равновесный коэффициент распределения K_0 примесей в рассматриваемых металлах

Fe		Ni		Cu			Al
S	P	S	P	Bi	Pb, S	P	Na
0,003...0,03	0,13	≈0,0001	0,02	0,0001	0,01	0,11	0,0014

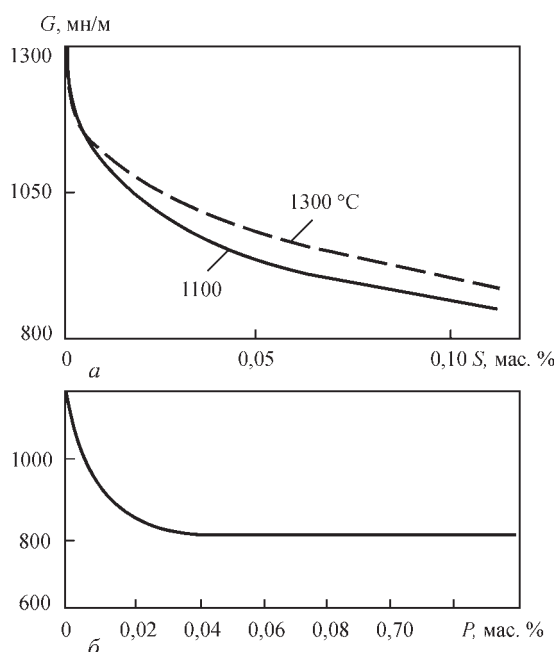


Рис. 3. Влияние серы (а) и фосфора (б) на поверхностное натяжение меди [13]

Таким образом, все рассматриваемые вредные примеси отличаются следующими общими специфическими физико-химическими и термодинамическими свойствами:

- диаграмма состояния системы металл-примесь эвтектического типа с ограниченной (малой) взаимной растворимостью;
- температура плавления примеси, эвтектики или химического соединения в системе металл-примесь меньше температуры плавления металл-растворителя;
- высокая поверхностная (адсорбционная) активность примеси;
- малый коэффициент распределения примеси.

Как известно из физико-химической механики металлов [17] указанные специфические свойства примесей свидетельствуют о том, что в системе твердый металл – жидкая фаза, содержащая поверхностно активные элементы, возможно проявление эффекта адсорбционного понижения пластичности и прочности (частного случая эффекта Ребиндера) или, как иногда его называют, эффекта жидкометаллической хрупкости (ЖМХ).

И действительно, кристаллизационные трещины образуются в процессе деформации металла шва, находящегося в твердо-жидком состоянии, поэтому специфика физико-химического взаимодействия твердого тела с жидкой фазой (выражающаяся в различной адсорбционной активности последней), должна оказывать определенное влияние.

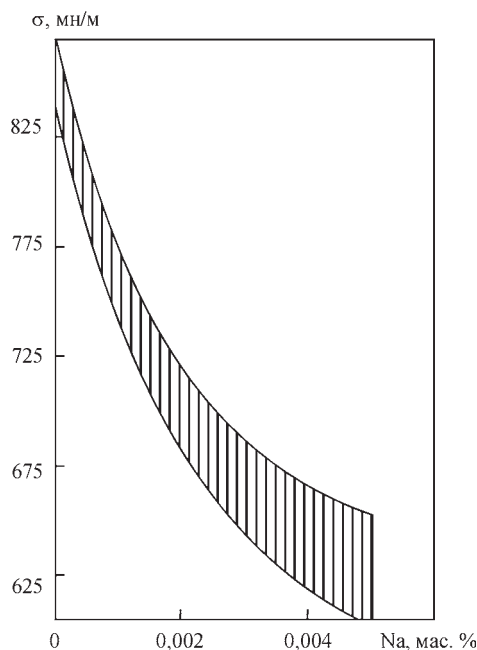


Рис. 4. Влияние натрия на поверхностное натяжение алюминия [13]

яние на деформационную способность металла шва.

С позиции физико-химической механики металлов [14] снижение деформационной способности металла шва можно представить следующим образом:

– в термодинамическом аспекте — поверхностно-активные элементы уменьшают свободную поверхностную энергию твердого тела и тем самым облегчают зарождение трещин;

– в молекулярно-кинетическом аспекте — в процессе физико-химического взаимодействия твердого тела с атомами поверхностно-активных элементов облегчается перестройка и разрыв межатомных связей твердого тела.

Е. Э. Гликманом с сотрудниками [18] проведен цикл экспериментальных и теоретических исследований по выяснению микромеханизма охрупчивающего действия поверхностно-активных расплавов (эффекта Ребиндера). В результате предложена молекулярно-кинетическая модель разрушения при воздействии поверхностно-активного расплава.

Контролирующей стадией разрушения является стадия докритического роста трещин. Ее продолжительность определяет время до разрушения при ползучести и предельную деформацию до разрыва (при растяжении). По достижении трещиной некоторой определенной длины докритический рост кончается и наступает быстрое разрушение. Резкое ускорение роста трещины связано с достижением в пластически деформированной области у вершины некоторой критической деформации, мерой которой служит так называемое критическое раскрытие трещины δ_c .

Количественное выражение скорости докритического роста трещин в предложенном механизме охрупчивающего действия поверхностно-активных расплавов определяется формулой [18]:

$$V = A \frac{(\sigma - \sigma^*) \exp\left(-\frac{Q}{KT}\right)}{T},$$

где Q — энергия активации докритического роста трещин

$$Q = (S_{SL} + S_c)\gamma_{SL} = S_b\gamma_b + H_l - S_c\gamma_{OSL},$$

где σ — деформирующее напряжение; σ^* — пороговое напряжение, при достижении которого зарождается микротрещина, заполненная расплавом, начинает расти; γ_{SL} — удельная поверхностная энергия на границе твердый металл – расплав; γ_b — удельная поверхностная энергия границ зерен; A — величина постоянная: $A = (\omega^{5/3} D_o C_o) / (R^2 h K)$ (обозначения см. в работе [18]).

Наибольшее влияние на скорость докритического роста трещин оказывает величина Q и, в частности, удельная поверхностная энергия на

границе твердый металл – расплав (γ_{SL}) и удельная поверхностная энергия границ зерен (γ_b). С уменьшением γ_{SL} и повышением γ_b скорость роста трещины экспоненциально растет. Так, уменьшение γ_{SL} на 25 % увеличивает скорость роста трещин в 30 раз [18]. Такая резкая зависимость скорости разрушения от величины удельной поверхностной энергии на границе «кристалл–расплав» — важный экспериментальный результат, который на микроскопическом уровне подтверждает основное положение гипотезы адсорбционного понижения прочности (АПП) об определяющей роли снижения поверхностной энергии в облегчении перестройки и разрыва межатомных связей в вершине трещины.

На наш взгляд, предложенная молекулярно-кинетическая модель, объясняющая окручивающее действие поверхностно-активных расплавов, наиболее полно отражает имеющиеся экспериментальные данные по влиянию различных физико-химических условий на проявление эффекта АПП.

Обобщая изложенное выше, механизм влияния поверхностно-активных элементов на склонность к образованию трещин, на наш взгляд, можно представить следующим образом:

в процессе кристаллизации металла шва состав жидкой фазы по границам кристаллитов будет изменяться в сторону ее обогащения поверхностно-активными элементами вследствие их малого коэффициента распределения. Максимально достигаемая концентрация поверхностно-активного элемента в жидкой прослойке будет равна величине C_o/K_o , где C_o — средняя концентрация элемента в сварочной ванне; K_o — равновесный коэффициент распределения;

в результате проявления эффекта адсорбционного понижения пластичности и прочности поверхностно-активные элементы снижают деформационную способность кристаллизующегося металла, а также расширяют его температурный интервал хрупкости.

Графически это представлено на рис 5, а на рис. 6 приведены экспериментальные данные.

Б. А. Мовчан также отмечает, что при кристаллизации «на границе между кристаллитами образуется исключительно высокая концентрация примеси» [19].

Имеющиеся экспериментальные данные подтверждают приведенные выше представления. Так, по данным Оже-спектроскопии [20] в меди, содержащей $\approx 0,003$ % Bi, его концентрация на границах зерен достигает ≈ 50 %. По данным работы [21] содержание серы на поверхности трещины в слитках из бескислородной меди составляло $\approx 0,75$ % при ее концентрации в металле

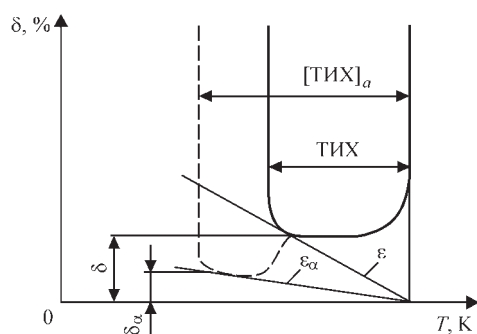


Рис. 5. Зависимость относительного удлинения от температуры кристаллизации (схема)

— 0,002 %. Концентрация серы в швах на стали по границам кристаллитов составляет 10...12 % при ее среднем содержании $\approx 0,03$ % [2].

Исследование методами электронно-фрактографического и эмиссионного рентгеноспектрального анализов морфологии и состава поверхностного слоя горячих трещин, образующихся при сварке монеля, также подтверждает указанное выше: поверхность трещин обогащена, в основном, серой (в 27 раз) [22].

Экспериментальные данные о проявлении эффекта АПП, вызываемого различными поверхностно-активными элементами при сварке, впервые были представлены в работах [23, 24]. Эти данные свидетельствуют о том, что резкое охрупчивающее действие на металлы могут оказывать не только вредные примеси, но при определенных концентрациях и легирующие элементы, которые применяются в качестве эффективных раскислителей, десульфураторов, модификаторов и др., и характеризуются указанными выше физико-химическими свойствами.

Таким легирующим элементом является церий, вызывающий образование кристаллизационных трещин при сварке монель-металла [25].

Исходя из представленного выше механизма влияния поверхностно-активных элементов на образование кристаллизационных трещин, основными металлургическими мерами борьбы с ними являются следующие.

1. Снижение поверхностной активности кристаллизующейся жидкой фазы (повышение γ_{SL}) за счет:

- уменьшения концентрации вредных примесей;
- связывания примесей в тугоплавкие или поверхностно-малоактивные соединения.

2. Уменьшение поверхностной энергии границ зерен за счет:

- легирования поверхностно-активными элементами;
- изменения прочностных свойств и кристаллической структуры твердой фазы.

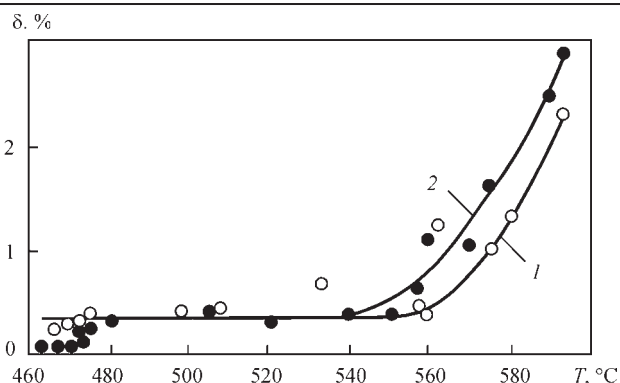


Рис. 6. Влияние содержания натрия в алюминиевом сплаве B95 на относительное удлинение в температурном интервале кристаллизации [5]: 1 — сплав B95; 2 — сплав B95 + 0,0034 мас. % Na

Необходимо отметить, что указанные выше факторы (п. 1) повышают не только поверхностную энергию жидкой фазы γ_{SL} , но и одновременно уменьшают ТИХ.

Рассмотрим примеры использования указанных мер борьбы с кристаллизационными трещинами при сварке различных металлов.

1. Повышение γ_{SL}

Концентрацию вредных примесей по границам кристаллитов можно уменьшить как за счет применения рафинирующих флюсов (что не всегда эффективно), так и за счет изменения характера кристаллизации сплава. Так, количество жидкой фазы при кристаллизации однофазных сплавов при подходе к температуре солидуса (по основным компонентам) стремится к нулю (рис. 7), а концентрация вредной примеси по границам кристаллитов — к величине C_0^n / K_0 [26] (где C_0^n — исходная концентрация примеси в металле, а K_0 — равновесный коэффициент распределения). Концентрация примеси в этом случае может быть большой даже при малом исходном содержании в металле, что, в свою очередь, вследствие проявления эффекта АПП, может привести к образованию кристаллизационных трещин. При кристаллизации двухфазных сплавов (эвтектического типа), при подходе к температуре солидуса (эвтектики) количество жидкой фазы не равно нулю, а имеет конечные значения (рис. 7). В результате концентрация примеси по границам кристаллитов на конечной стадии затвердевания будет равна исходной (C_0^n), т.е. обогащения границ кристаллитов практически не будет и, тем самым, повысится стойкость против образования кристаллизационных трещин.

Этим, на наш взгляд, можно объяснить более высокую технологическую прочность двухфазных алюминиевых бронз и латуней, а также хромовой бронзы, по сравнению с однофазными сплавами и металлами.

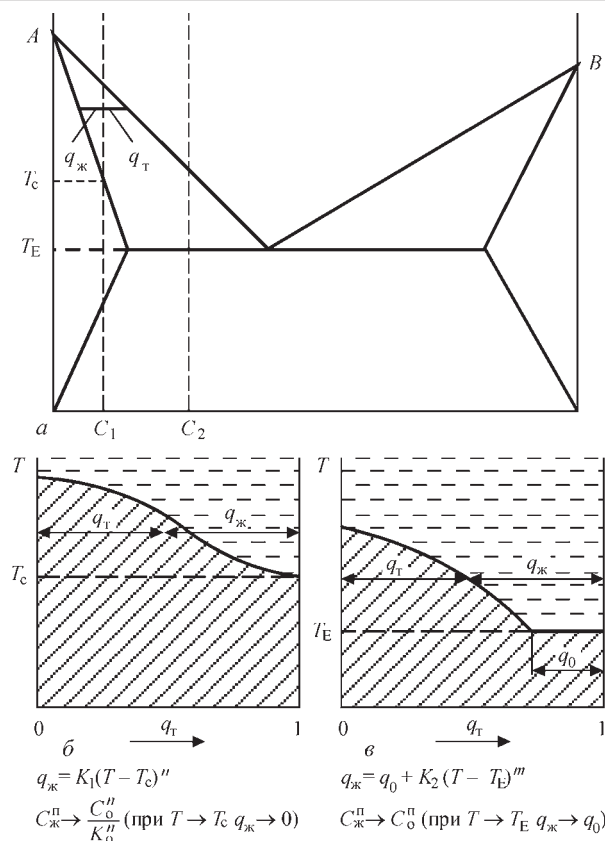


Рис. 7. Схема диаграммы состояния двухкомпонентного сплава (а) и особенности кристаллизации однофазного C_1 (б) и двухфазного C_2 (в) сплавов

Связывая примеси хотя и в легкоплавкие, но поверхностно-малоактивные соединения, можно также повысить стойкость против образования кристаллизационных трещин. Так, например, наличие в низкоуглеродистой стали кислорода уменьшает поверхностную активность серы вследствие связывания ее в оксисульфиды, и, хотя температура плавления оксисульфидной фазы меньше температуры плавления сульфида железа, охрупчивающее действие серы уменьшается и, соответственно, повышается стойкость металла против образования трещин. В. В. Подгаецким и др. [2] экспериментально показано увеличение межфазного натяжения оксисульфидной фазы (уменьшение поверхностной активности), выражающееся в изменении пленочной формы сульфидной фазы на глобулярную при введении кислорода в шов.

В низкоуглеродистой стали также для связывания серы в тугоплавкое соединение (MnS) применяют марганец вследствие его малого равновесного коэффициента распределения K_{0Mn}^{Fe} [14].

Как отмечается в работе [27], Л. Рив, изучая влияние состава металла швов, выполненных электродами, определил, что наименее склонные к трещинам электроды дают наиболее окисленный металл шва (суммарное содержание кислорода от 0,17 до 0,20 %). Наиболее склонные к трещинам

электроды дали швы с минимальным содержанием кислорода (0,05...0,06 %). Это можно объяснить тем, что при содержании кислорода 0,05 % поверхностная активность серы увеличивается в 5...10 раз [28].

2. Уменьшение энергии границ зерен (γ_b)

Легирование металла элементами, снижающими поверхностную энергию границ зерен, при определенной концентрации будет уменьшать вероятность образования кристаллизационных трещин. Так, например, легирование монеля поверхностно-активным элементом — церием — уменьшает γ_b , и тем самым, повышает стойкость швов против образования трещин.

Учитывая связь поверхностной энергии границ зерен γ_b с поверхностной энергией твердого тела γ_t ($\gamma_b \approx 0,27\gamma_t$ [29]), а также корреляционную зависимость между γ_t твердого тела и его механическими свойствами (пределом прочности, твердостью) [30], можно отметить, что легирование металла упрочняющими элементами увеличит и, при прочих равных условиях, усилит вредное действие примесей, и, соответственно, вероятность образования трещин. Об этом отмечается также в работах [12, 17].

Проведенные нами эксперименты на медно-никелевых сплавах подтверждают сказанное выше [31]. С увеличением содержания алюминия в сплаве повышалась его твердость и, соответственно, склонность к образованию кристаллизационных трещин как в металле шва, так и в околошовной зоне.

3. Уменьшение ТИХа

Наиболее эффективное уменьшение ТИХа будет наблюдаться при легировании металла элементами, во-первых, повышающими температуру солидуса жидкой фазы, и, во-вторых, имеющих малый коэффициент распределения, что обеспечит повышение температуры солидуса при малых концентрациях элемента и практически при неизменной температуре ликвидуса, т. е. уменьшается ТИХа.

Наличие области твердых растворов основного металла и легирующего элемента и поверхностная инактивность последнего будут свидетельствовать об отсутствии в данной системе жидко-металлической хрупкости.

Необходимо также отметить, что элементы с малым коэффициентом распределения имеют диаграмму состояния металл – легирующий элемент эвтектического типа, т. е. при легировании металла таким элементом, при концентрации большей его максимальной растворимости при $T_{эвт.}$ (когда начинает появляться эвтектика), будет снижаться и концентрация примеси по границам кристаллов и, соответственно, уменьшается поверхностная

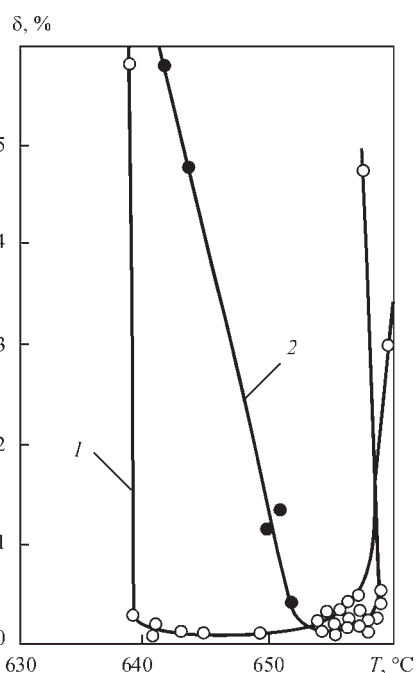


Рис. 8. Влияние содержания железа на относительное удлинение алюминиевого сплава (Al + 1,5 мас. % Mn) в интервале кристаллизации ([5]): 1 — Al + 1,5 % Mn; 2 — Al + 1,5 % Mn + 0,2 % Fe

активность остаточной жидкой фазы. Оптимальная концентрация легирующего элемента определяется экспериментально.

Таковыми элементами, например, в алюминиевых сплавах и техническом алюминии являются железо (рис. 8), а также никель, церий и скандий.

Диаграммы состояния алюминия с этими элементами приведены в работах [32, 33].

Таким образом, анализируя влияние различных легирующих элементов на изменение поверхностных энергий жидкой фазы γ_{SL} и границ зерен γ_b , в том числе и на характер кристаллизации металла или сплава, можно оценить их влияние на вероятность образования кристаллизационных трещин.

Так, например, вредное влияние углерода при сварке низкоуглеродистой стали можно объяснить следующим образом:

во-первых, углерод повышает поверхностную активность серы в железе (снижает γ_{SL}) как вследствие своих физико-химических свойств, так и за счет раскисления стали, т. е. уменьшения положительного влияния кислорода;

во-вторых, углерод увеличивает прочностные характеристики твердой фазы, и, соответственно, повышает ее поверхностную энергию.

Резкое повышение склонности к образованию трещин при увеличении содержания углерода в стали более 0,16 % (рис. 9, а) [2]) связано, на наш взгляд, с изменением характера кристаллизации, а именно: при концентрации углерода $\approx 0,10 \dots 0,16$ % количество жидкой фазы на последней стадии затвердевания имеет конечное значение и зна-

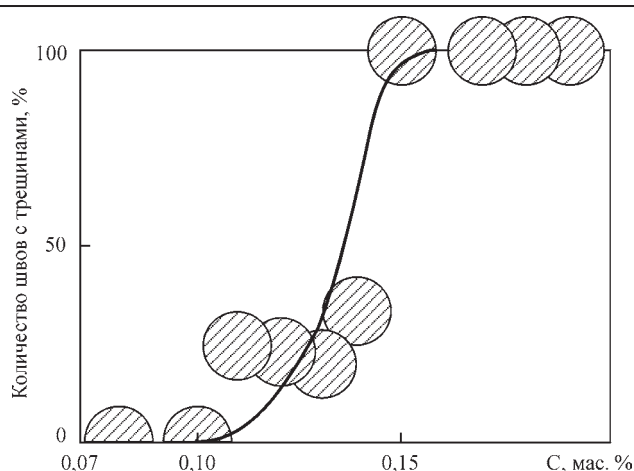


Рис. 9. Зависимость частоты образования кристаллизационных трещин от содержания углерода для угловых швов тавровых соединений низкоуглеродистой стали [2]

чительного обогащения серой по границам кристаллитов не происходит и кристаллизация заканчивается при $T = 1499$ °C (рис. 9, б) [34]. При содержании $C > 0,16$ % количество жидкой фазы на конечной стадии затвердевания стремится к нулю, соответственно, резко увеличивается обогащение границ кристаллитов серой (уменьшается γ_{SL}) и увеличивается ТИХ. Кроме того, появление зерен аустенита приводит к увеличению поверхностной энергии границ зерен (γ_b). Все это и вызывает резкое повышение склонности низкоуглеродистой стали к образованию трещин при увеличении концентрации углерода $> 0,16$ %.

Приведенные рассуждения позволяют объяснить также следующий факт. Венгерский металлург Вэре исследовал горячеломкость сплава Al–Si [5]. Он установил, что при содержании 1,6 % Si наблюдается максимальная горячеломкость. В то же время при содержании 1,88 % Si горячеломкость практически нулевая. Этот факт Вэре объясняет залечиванием трещин расплавом. Это возможно при достижении критического количества эвтектики (12...13 %) [5]. При концентрации 1,88 % Si согласно диаграммы состояния Al–Si может образоваться только ≈ 2 % эвтектики. Поэтому это объяснение неубедительно, тем более что у Вэре никаких прямых доказательств залечивания трещин расплавом не было [4]. На наш взгляд, этот факт можно объяснить следующим образом: исходя из рис. 7, а также диаграммы состояния Al–Si при содержании 1,6 % Si будет максимальное обогащение Na ($K_{Na}^{Na} = 0,0014$) и концентрация Na составляет C_0 / K_0^{Na} , а при содержании 1,88 % Si уже есть эвтектика (согласно диаграммы состояния Al–Si [32] уже при 1,65 % Si начинает появляться эвтектика) и обогащение уже не происходит (концентрация Na равна исходной — C_0).

Необходимо отметить, что в алюминии и его сплавах натрий является основной причиной об-

разования кристаллизационных трещин вследствие малого коэффициента распределения ($K_0^{\text{Na}} = 0,0014$).

В работе [35] отмечается, что при содержании $>0,001$ % Na в алюминиевом сплаве 1920 наблюдается 100%-ый брак слитков по трещинам. В алюминии и его сплавах, особенно высокопрочных, на наш взгляд, необходимо ограничивать и контролировать содержание натрия. В то же время в ГОСТ 4784-97 (Al и сплавы алюминиевые деформируемые) он не контролируется, хотя его содержание в алюминиевых сплавах может быть в пределах 0,001...0,03 % [36].

Обобщая изложенное, можно отметить, что формула докритического роста трещины может на наш взгляд, служить критерием оценки влияния элементов на образование кристаллизационных трещин, ее учет может сократить время и расход металла при разработке новых сварочных и свариваемых материалов.

Выводы

1. На основании анализа физико-химических свойств вредных примесей обобщены представления о механизме их влияния на образование кристаллизационных трещин, заключающимся, во-первых, в обогащении ими границ кристаллитов на последних стадиях затвердевания, во-вторых, в проявлении эффекта адсорбционного понижения пластичности и прочности. Предложена графическая интерпретация этого механизма, иллюстрирующая снижение деформационной способности кристаллизующегося металла и увеличение ТИХа под влиянием поверхностно-активных примесей.

2. Установлено различие характера кристаллизации однофазных и двухфазных (с эвтектикой) сплавов в обогащении границ кристаллитов вредными примесями.

3. Использование молекулярно-кинетической модели разрушения твердого тела при воздействии поверхностно-активного расплава (предложенной Е. Э. Гликманом и др.) позволяет объяснить с единых позиций существующие экспериментальные данные по влиянию различных металлургических факторов на образование кристаллизационных трещин. Показано, что наибольшее влияние на образование трещин оказывают удельные поверхностные энергии на границе твердый металл – расплав (γ_{SL}) и границ зерен (γ_b).

4. Показано, что на повышенную склонность к образованию кристаллизационных трещин могут влиять и поверхностно-активные легирующие элементы, имеющие те же физико-химическими свойства, что и вредные примеси.

5. Формула докритического роста трещины может служить критерием оценки влияния поверх-

ностно-активных элементов на деформационную способность кристаллизующегося металла (на образование кристаллизационных трещин).

Список литературы

1. (1962) Решение совещания по горячим трещинам в сварных соединениях, отливках и слитках. *Сварочное производство*, **11**, 41–43.
2. Подгаецкий В. В., Парфессо Г. И. (1977) *Трещины сульфидного происхождения при сварке стали*. Киев, Наукова думка.
3. Прохоров Н. Н. (1976) *Физические процессы в металлах при сварке*. Т. 2. Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения, Москва, Металлургия.
4. Drezet J.-M., Allehaux D. (2008) Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud Hot Tearing Criterion to Welding of Aluminium Alloys. Т. Boellinghaus. H. Herold. Care E. Cross Joohn C. Lippald (Eds.) *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, pp. 19–37.
5. Новиков И. И. (1966) *Горячеломкость цветных металлов и сплавов*. Москва, Наука.
6. Brooks J. A., Lambert F. J. (1978). The Effects of Phosphorus, Sulfur and Ferrite Content on Weld Cracking of Type 309 Stainless Steel. *Welding Research Supplement*, May, 139–143.
7. Nishimoto K., Saida K., Kiuchi K., Nakayama J. (2011) Influence of Minor and Impurity Elements on Hot Cracking Susceptibility of Extra High-Purity Type 310 Stainless Steels. J. Lippold. T. Böllinghaus. Care E. Cross. (Eds.) *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, pp. 183–207.
8. Bernasovsky P. (2005) Contribution to HAZ Liquation Cracking of Austenitic Stainless Steels. Böllinghaus T. Herold H. (Eds.) *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, pp. 84–103.
9. Аношин В. А., Илюшенко В. М., Бондаренко А.Н. и др. (2014). Комплексная оценка влияния основных примесей на свариваемость меди. *Автоматическая сварка*, **11**, 27–30.
10. Ниженко В. И., Еременко В. Н. (1964) О поверхностной активности присадок в жидких металлах. *Порошковая металлургия*, **2** (20), 11–18.
11. Вайсбурд С. Е. (1965) Поверхностные свойства бинарных металлических расплавов Fe-S, Co-S, Ni-S. *Поверхностные явления в расплавах и возникающих из них твердых фазах*. Нальчик, Кабардино-балкарское книжное изд-во, сс. 333–337.
12. Ростокер У., Мак-Когг Дис. Маркус Г. (1962). *Хрупкость под действием жидких металлов*. Москва, Изд-во иностранной литературы.
13. Ниженко В. И., Флока Л. И. (1981). *Поверхностное натяжение жидких металлов и сплавов*. Москва, Металлургия.
14. Тиллер У. А. (1968). Глава IV. Затвердевание. *Физическое металловедение*. Кан (ред.). Вып. II. Фазовые превращения. Металлография. Москва, Мир, сс. 155–226.
15. Бартел И., Буринг Э., Хайн. К. и др. (1987). *Кристаллизация из расплавов*. Справочное издание. Москва, Металлургия.
16. Хансен М., Андерко К. (1962). *Структура двойных сплавов*. Т.1, 2. Москва, Металлургиздат.
17. Лихтман В. И., Щукин Е. Д., Ребиндер П. А. (1962). *Физико-химическая механика металлов*. Москва, АН СССР.
18. Гликман Е. Э., Горюнов Ю. В., Дёмин В. М., Сарычев К. Ю. (1976) Кинетика и механизм разрушения меди при деформации в поверхностно-активных расплавах. *Изв. вузов СССР. Физика*, **5**, 7–23.
19. Мовчан Б. А. (1970). *Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах*. Киев, Техніка.
20. Powell B. D., Mukura H. (1973). The segregation of bismuth to grain boundaries in copper-bismuth alloys. *Acta Met.*, **21**, 1151–1156.
21. Карманчук В. И., Жердев А. М., Фридман Л. П. и др. (1979). О причинах трещинообразования в бескислород-

- ных медных слитках непрерывного литья. *Цветные металлы*, **6**, 58–69.
22. Аношин В. А., Илюшенко В. М., Лукьянченко Е. П. (2018). Влияние основных примесей на образование трещин при сварке медно-никелевых сплавов и наплавление монель-металла на сталь. *Автоматическая сварка*, **4**, 14–17.
 23. Аношин В. А., Илюшенко В. М., Руденко В. Н. (1973). Влияние серы на образование трещин при сварке монеля и никеля. *Там же*, **11**, 74–75.
 24. Аношин В. А., Гуревич С. М., Илюшенко В. М., Баранова В. Н. (1981). Влияние поверхностно-активных элементов на деформационную способность никеля и монеля. *Там же*, **7**, 46–48.
 25. Гуревич С. М., Аношин В. А., Илюшенко В. М., Витман Д. В. и др. (1970). Влияние церия на склонность монель-металла к образованию трещин. *Там же*, **1**, 72–73.
 26. Чалмерс Б. (1968). *Теория затвердевания*. Москва, Металлургия.
 27. Рабкин Д. М., Фрумин И. И. (1950). Причины образования горячих трещин в сварных швах. *Автоматическая сварка*, **2**, 3–43.
 28. Попель С. И., Царевский Б. В., Павлов В. В. и др. (1976). О взаимном влиянии кислорода и серы на их поверхностную активность в железе. *Физическая химия раздела контактирующих фаз*. Киев, Наукова думка.
 29. Задумкин С. Н., Карашаев А. А. (1965). Связь между поверхностными энергиями металлов в твердой и жидкой фазах. *Поверхностные явления в расплавах и возникающих из них твердых фазах*. Нальчик, Кабардино-балкарское книжное изд-во.
 30. Кузнецов В. Д. (1954). *Поверхностная энергия твердых тел*. Москва, Госиздат.
 31. Илюшенко В. М., Аношин В. А., Бондаренко А. Н. и др. (1980). Некоторые вопросы свариваемости сложнoleгированных медных сплавов. Докл. I Всесоюзной конф. «Актуальные проблемы сварки цветных металлов». Киев, Наукова думка, сс. 225–229.
 32. Мондольфо Л. Ф. (1979). *Структура и свойства алюминиевых сплавов*. Москва, Металлургия.
 33. Дриц М. Е. и др. (1973). О характере взаимодействия скандия с алюминием в богатой алюминием части системы Al–Sc. *Изв. АН СССР. Металлы*. Москва, Наука, 213–217.
 34. Benz M. G., Elliot J. F. (1961). The auskaite solidus and revised iron-carbon diagram. *Trns Metallurg Soc. AIME*, **221**, 2, 323–331.
 35. Шадрин Г. Г. (1980). Влияние содержания натрия на горячеломкость сплава 1920 системы Al–Mg–Zn. *Технология легких сплавов*, **10**, 12–14.
 36. Ищенко А. Я., Лабур Т. М. (2013). *Сварка современных конструкций из алюминиевых сплавов*. Киев, Наукова думка.
 7. Nishimoto, K., Saida, K., Kiuchi, K., Nakayama, J. (2011) Influence of minor impurity elements on hot cracking susceptibility of extra high-purity type 310 stainless steels. Ed. by T. Boellinghaus et al. In: *Hot Cracking Phenomena in Welds*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 183–207.
 8. Bernaovsky, P. (2005) Contribution to HAZ liquation cracking of austenitic stainless steels. Ed. by T. Boellinghaus et al. In: *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 84–103.
 9. Anoshin, V.A., Ilyushenko, V.M., Bondarenko, A.N. et al. (2014) Integrated evaluation of effect of main impurities on weldability of copper. *The Paton Welding J.*, **11**, 24–27.
 10. Nizhenko, V.I., Eremenko, V.N. (1964) On surface activity of additives in liquid metals. *Poroshk. Metallurgiya*, **2**(20), 11–18 [in Russian].
 11. Vajsburd, S.E. (1965) Surface properties of binary metallic melts Fe-S, Co-S, Ni-S. *Surface phenomena in melts and solid phases appearing from them*. Nalchik, Kabardino-Balkarskoe Kn. Iz-vo, 333–337 [in Russian].
 12. Rostoker, U., Mac-Kogi, Dis, Markus, G. (1962) *Brittleness under action of liquid metals*. Moscow, Izd-vo Inostr. Lit. [in Russian].
 13. Nizhenko, V.I., Floka, L.I. (1981) *Surface tension of liquid metals and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 14. Tiller, U.A. (1968) Chapter IV: Solidification. *Physical metals science*. Ed. by Kan. Issue II: Phase transformations. Metallography. Moscow, Mir, 155–226 [in Russian].
 15. Bartel, I., Burig, E., Khajn, K. et al. (1987) *Crystallization from melts*. In: Refer. book. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 16. Khansen, M., Anderko, K. (1962) *Structure of binary alloys*. Vol. 1, 2. Moscow, Metallurgizdat [in Russian].
 17. Likhtman, V.I., Shchukin, E.D., Rebinder, P.A. (1962) *Physical-chemical mechanics of metals*. Moscow, AN SSSR [in Russian].
 18. Glikman, E.E., Goryunov, Yu.V., Dyomin, V.M., Sarychev, K.Yu. (1976) Kinetics and mechanism of fracture of copper at deformation in surface-active melts. *Izv. Vuzov SSSR, Fizika*, **5**, 7–23 [in Russian].
 19. Movchan, B.A. (1970) Boundaries of crystallites in cast metals and alloys. Kiev, Tekhnika [in Russian].
 20. Powell, B.D., Mukura, H. (1973) Segregation of bismuth to grain boundaries in copper-bismuth alloys. *Acta Met.*, **21**, 1151–1156.
 21. Karmanchuk, V.I. et al. (1979) On causes of crack initiation in oxygen-free copper continuous casting ingots. *Tsvetnye Metally*, **6**, 58–59 [in Russian].
 22. Anoshin, V.A., Ilyushenko, V.M., Lukyanchenko, E.P. (2018) Effect of main impurities on formation of cracks in welding of copper-nickel alloys and surfacing of monel on steel. *The Paton Welding J.*, **4**, 11–13.
 23. Anoshin, V.A., Ilyushenko, V.M., Rudenko, V.N. (1973) Influence of sulfur on crack formation in welding of monel and nickel. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 74–75 [in Russian].
 24. Anoshin, V.A., Gurevich, S.M., Ilyushenko, V.M., Baranova, V.N. (1981) Influence of surface-active elements on deformability of nickel and monel. *Ibid.*, **7**, 46–48 [in Russian].
 25. Gurevich, S.M., Anoshin, V.A., Ilyushenko, V.M., Vitman, D.V. et al. (1970) Influence of cerium on susceptibility of monel on crack formation. *Ibid.*, **1**, 72–73 [in Russian].
 26. Chalmers, B. (1968) *Theory of solidification*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 27. Rabkin, D.M., Frumin, I.I. (1950) Causes of hot crack formation in welds. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 3–43 [in Russian].
 28. Popel, S.I., Tsarevsky, B.V., Pavlov, V.V. et al. (1976) On mutual effect of oxygen and sulfur on their surface activity in iron. In: *Physical chemistry of contact phase interface*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
 29. Zadumkin, S.N., Karashaev, A.A. (1965) Relation between surface energies of metals in solid and liquid phases. In: *Surface phenomena in melts and solid phases appearing from them*. Nalchik, Kabardino-Balkarskoe Knizhn. Izd-vo [in Russian].

References

1. (1962) Decision of meeting on hot cracks in welded joints, castings and ingots. *Svaroch. Proizvodstvo*, **11**, 41–43 [in Russian].
2. Podgaetsky, V.V., Parfesso, G.I. (1977) *Cracks of sulfide origin in welding of steel*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
3. Prokhorov, N.N. (1976) *Physical processes in metals during welding*. Vol. 2: Internal stresses, strains and phase transformations. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Drezet, J.M., Allehaux, D. (2008) Application of the Rappaz-Drezet-Gremaud hot tearing criterion to welding of aluminium alloys. Ed. by T. Boellinghaus et al. In: *Hot Cracking Phenomena in Welds II*. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 19–37.
5. Novikov, I.I. (1966) *Hot brittleness of nonferrous metals and alloys*. Moscow, Nauka [in Russian].
6. Brooks, J.A., Lambert, F.J. (1978) The effects of phosphorus, sulfur and ferrite content on weld cracking of type 309 stainless steel. *Welding Res. Suppl.*, May, 139–143.

30. Kuznetsov, V.D. (1954) *Surface energy of solids*. Moscow, Gosizdat [in Russian].
31. Ilyushenko, V.M., Anoshin, V.A., Bondarenko, A.N. et al. (1980) Some problems of weldability of complexly-alloyed copper alloys. In: Proc. of 1st All-Union Conf. on Current Problems of nonferrous metals. Kiev, Naukova Dumka, 225-229 [in Russian].
32. Mondolfo, L.F. (1979) *Structure and properties of aluminium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
33. Drita, M.E. et al. (1973) About nature of interaction of scandium with part of Al-Sc system aluminium-rich. *Izv. AN SSSR. Metall.* Moscow, Nauka, 213-217 [in Russian].
34. Benz, M.G., Elliot, J.F. (1961) The austenite solidus and revised iron-carbon diagram. *Trns. Metallurg. Soc. AIME*, 221(2), 232-231.
35. Shadrin, G.G. (1980) Effect of sodium content on hot brittleness of 1920 alloy of Al-Mg-Zn system. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, 10, 12-14 [in Russian].
36. Ishchenko, A.Ya., Labur, T.M. (2013) *Welding of modern structures from aluminium alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].

ВПЛИВ ПОВЕРХНЕВО-АКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА УТВОРЕННЯ КРИСТАЛІЗАЦІЙНИХ ТРІЩИН

В. А. АНОШИН, В. М. ІЛЮШЕНКО

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

На підставі аналізу фізико-хімічних властивостей шкідливих домішок узагальнені представлення про механізм їх впливу на утворення кристалізаційних тріщин у різних металах, що полягають, по-перше, у збагаченні ними границь кристалітів (залишкової рідини) на останніх стадіях затвердіння, по-друге, у прояві ефекту адсорбційного зниження міцності й пластичності. Встановлена відмінність характеру кристалізації однофазних і двофазних (з евтектикою) сплавів частини збагачення границь кристалітів шкідливими домішками. Показане, що найбільший вплив на утворення тріщин виявляють питома поверхнева енергія на границі твердий метал – розплав і границь зерен. Установлене, що на підвищену схильність до утворення кристалізаційних тріщин можуть впливати й поверхнево-активні легуючі елементи, що характеризуються тими ж фізико-хімічними властивостями, що й шкідливі домішки. Формула докритичного росту тріщини, запропонована Е. С. Глікманом та ін. може бути критерієм оцінки впливу поверхнево-активних елементів на утворення кристалізаційних тріщин. Бібліогр. 36, табл. 2, рис. 9.

EFFECT OF SURFACE-ACTIVE ELEMENTS ON THE FORMATION OF CRYSTALLINE CRACKS

V.A. ANOSHIN, V.M. ILYUSHENKO

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

Based on the analysis of physicochemical properties of harmful impurities, the notions about the mechanism of their effect on the formation of crystalline cracks in different metals are summarized, which consist, firstly, in their enrichment of crystallite boundaries (residual liquid) at the last stages of solidification and, secondly, in revealing the effect of adsorption reduction of strength and ductility. The difference in the character of solidification of single-phase and two-phase (with eutectic) alloys in the enrichment of crystallite boundaries with harmful impurities was established. It is shown that the specific surface energy at the interface solid metal – melt and grain boundaries have the greatest effect on cracks formation. It was established that also surface-active alloying elements, characterized by the same physicochemical properties as harmful impurities, can influence the increased tendency to crystalline cracks formation. The formula for subcritical crack growth, proposed by E.E. Glikman et al. can serve as a criterion for evaluation of the effect of surface-active elements on the formation of crystalline cracks. 36 Ref., 2 Tabl., 9 Fig.

Keywords: crystalline cracks, harmful impurities, physicochemical properties, effect of adsorption reduction of ductility and strength, distribution coefficient, enrichment of grain boundaries, state diagram, crystalline pattern, eutectic

Поступила в редакцію 10.09.2018

Новая книга

Титан 2018. Производство и применение в Украине: Сб. докл. межд. конф. / под ред. проф. С.В. Ахонина. — Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2018. — 168 с.

В сборнике представлен 41 доклад международной конференции «Титан 2018. Производство и применение в Украине» (11–13 июня 2018, г. Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), в которых отражены научные достижения и практические результаты в области производства, сварки, обработки и применения титана и его сплавов. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из Австралии, Польши и Украины. Для научных и инженерно-технических работников, занятых в области индустрии титана и его сплавов.

Сборник можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка».



ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ РЕМОНТНОГО ЗВАРЮВАННЯ ТУРБОАГРЕГАТІВ ТЕС ПІСЛЯ ДОВГОТРИВАЛОЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

В. П. ЄЛАГІН¹, А. К. ЦАРЮК¹, Н. І. ДУНАЄВСЬКА², В. А. ПЕРЕТЯТЬКО³

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

²Інститут вугільних енерготехнологій НАН України. 04070, м. Київ, вул. Андріївська, 19. E-mail: ilv.golenko@gmail.com

³ПАТ ДЕК «Центренерго». 03680, м. Київ, вул. Казацька, 120/4 «е». Email: peretyatkovladimir@ukr.net

При тривалій експлуатації турбінного устаткування в корпусах клапанів, циліндрів та в паропроводу утворюються під дією різноманітних факторів тріщини. Поява їх значною мірою обумовлена погіршенням структури та механічних властивостей металу. Метою роботи є аналіз можливості врахування стану металу пошкодженої деталі в технології ремонтного зварювання для забезпечення надійної роботи зварного з'єднання. Літературний огляд показав, що сучасні технології ремонтного зварювання передбачають технологічні заходи для запобігання утворенню «холодних» тріщин, але не враховують погіршення стану основного металу та його вплив на роботоздатність зварного з'єднання. Усунення пошкоджень компонентів турбінного обладнання після тривалої експлуатації потребує розробки нових технологій ремонтного зварювання із застосуванням додаткових технологічних заходів термічного та деформаційного впливу. Бібліогр. 24, табл. 1, рис. 2.

Ключові слова: компоненти турбінного обладнання, тріщини, теплостійка сталь, структура, стан металу, технологія ремонтного зварювання, технологічні заходи

Значна кількість аварійних зупинок енергоблоків ТЕС зумовлена пошкодженням стопорних і регулюючих клапанів, циліндрів тиску та паропроводу, які є одними з головних компонентів турбінного устаткування [1]. Корпуси клапанів та циліндрів представляють собою великогабаритні товстостінні литі деталі складної конструкції з теплостійких Cr–Mo чи Cr–Mo–V сталей та мають, як правило, зварні з'єднання з патрубками паропроводу. Умови експлуатації їх характеризуються високою робочою температурою (545 °С) і тиском пари (23,5 МПа). Термін експлуатації деяких з них склав вже понад 320 тис. год, що значно перевищує розрахунковий (100 тис. год.) та парковий (220 тис. год.) ресурс. Висока довговічність деталей обумовлена значною «живучістю» металу, вдалою конструкцією, а також проведенням ремонту з використанням зварювання для відновлення працездатності в разі виникнення пошкоджень [2, 3].

Найчастішим видом пошкодження корпусних деталей є тріщини, а містом їх виникнення — зварні з'єднання [3]. Вони можуть утворюватися в різні строки експлуатації під дією технологічних, конструкційних та експлуатаційних факторів [3, 4] по механізму холодноламкості («холодні» тріщини) [5]; втомного або корозійно-втомного руйнування [2], дисперсійного окрихчення (тріщини повторного нагрівання) [3, 6], повзучості [2, 3, 7]. Пошкодження елементів обладнання в період від 10 до 50 тис. год обумовлено дефектами металу

і монтажу. Кількість відмов збільшується з часом експлуатації (рис. 1). Головним фактором, що спричиняє їх збільшення, стає погіршення структури та властивостей металу.

Тріщини холодноламкості утворюються після експлуатації терміном менше 5 тис. год та причиною є переважно технологічний фактор — порушення чи недоліки технології зварювання, термооброблення та виготовлення литва, від яких в металі утворилися дефекти, структури гартування, відбулося наводнення металу, утворення високого рівня напружень. У цей період незначно змінюються механічні властивості металу, але знижуються параметри опору руйнуванню, чутливі до локальних структурних змін. Через 5...20 тис. год можуть утворюватися тріщини від дисперсного окрихчення металу після повторного нагріван-

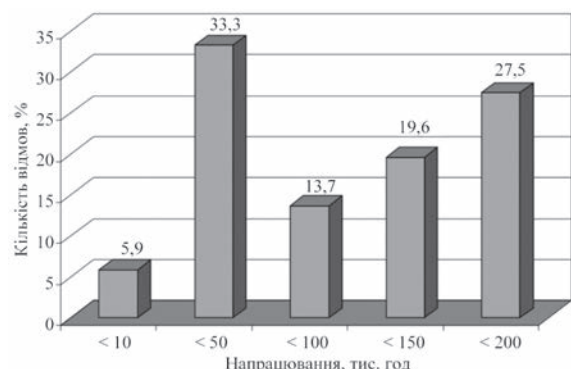


Рис. 1. Кількість відмов устаткування ТЕС в залежності від напрацювання [4]

ня від зварювання, невідлого режиму термооброблення, або в нетермооброблених з'єднаннях при температурі експлуатації вище за 510 °С [4, 5]. Виділення карбідів як по тілу, так і по границям зерен, приводить до зниження роботи зародження тріщин [2, 8].

Втомні тріщини виникають через 20...70 тис. год під впливом високих циклічних напружень від нестационарного режиму експлуатації, корозійного впливу робочого середовища та наявності концентратору напружень. Деформація матеріалу при термічному впливі розвивається за механізмом активного розтягування-стиснення. В цей період основні зміни структури металу відбуваються на рівні перерозподілу карбідних складових із формуванням субструктури, сприятливої для поширення тріщин [6].

Тріщини повзучості можуть утворюватися від виникнення високих тривалих напружень, що перевищують проектні, під впливом кожного чи в комплексі трьох факторів — технологічних, конструкційних та експлуатаційних та визнані однією з головних причин пошкодження паропроводів при температурі вищою за 450 °С [2, 3]. Розвиток процесу повзучості відбувається насамперед при зниженні опору протидії тривалому напруженню при високій температурі через недостатній робочий переріз деталі, деградацію структури та дію корозійного середовища [1, 9]. Із збільшенням тиску та терміну експлуатації чинник деградації

структури стає все найчастішою причиною виникнення тріщин. Характеристикою змінення структури, що призводить до деградації, є поступове перетворення ферит-перлітної (сталь 12Х1МФ) чи бейніт-феритної структури (сталь 15Х1М1Ф) (рис. 2, а) у феритну (рис. 2, б) з укрупненням та утворенням скупчення карбідів по межах зерен, а також виникненням пор та мікротріщин повзучості [6, 9]. Водночас відбувається значна зміна механічних властивостей металу по відношенню до рівня цих характеристик для умов постачання [10]. Деталь із сталі 15Х1М1ФЛ бракують, якщо відбулося зниження межі текучості до 270 МПа, тимчасового опору розриванню до 470 МПа, а ударної в'язкості до 130 кДж/м², а також якщо виявляють в структурі ланцюжки пор повзучості уздовж меж зерен під час дослідження із збільшенням мікроскопа $\times 500$ [11].

Для ремонту деталей енергетичного обладнання використовують дугове зварювання плавким електродом [12, 13]. Розробку технології зварювання проводять під кожен ремонт, при цьому встановлюють його спосіб і техніку виконання, режим зварювання; зварювальні матеріали, необхідність додаткових технологічних заходів термічного та деформаційного впливу для отримання зварного з'єднання, рівномічного основному металу. Основні положення технології зварювання та особливості її застосування визначають на основі вимог нормативних документів в залежності від вихідних параметрів, таких як: хімічний склад та твердість основного металу, розміри пошкодження, ділянки його розташування та деталі в цілому, умови експлуатації і таке інше. Рекомендацій щодо врахування терміну експлуатації та змінення при цьому структури і механічних властивостей металу немає. Вихідна структура значно впливає на зварюваність основного металу, тріщиностійкість та властивості зварних з'єднань [5, 14] та її змінення треба враховувати при виборі або розробці технології ремонтного зварювання.

Метою роботи є аналіз можливості врахування стану металу деталі після довготривалої експлуатації в технології ремонтного зварювання для забезпечення надійної роботи зварного з'єднання.

Відомо багато технологій ремонтного зварювання деталей з теплостійких сталей [15, 16]. Однією з найперших технологій, яка знайшла широке застосування для ремонтного зварювання великогабаритних масивних деталей, є зварювання аустенітними електродами [17, 18]. Вона дозволяє запобігти утворенню холодних тріщин в зварних з'єднаннях без попереднього підігріву і післязварювальної термічної обробки, що є важливим для виконання бездемонтажного ремонту. Недоліком такої технології є окрихнення металу в

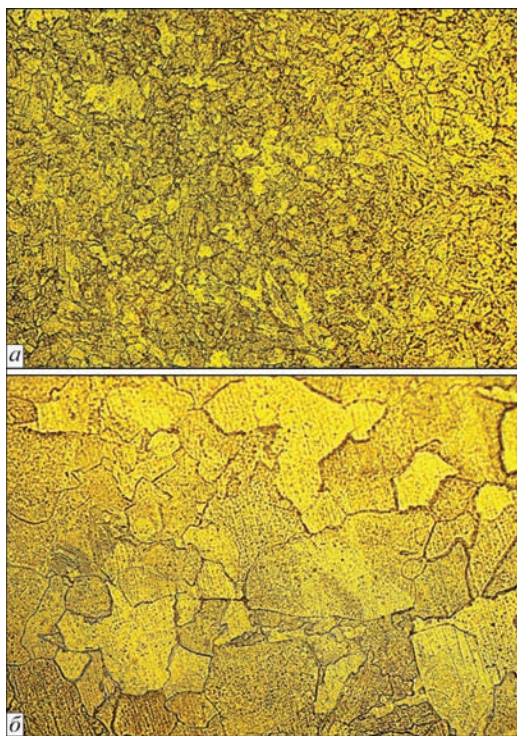


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 500$) металу патрубку стопорного клапану в стані: а — до експлуатації; б — після експлуатації при температурі 560 °С, тиску 230 МПа тривалістю 310 тис. год (б)

Рекомендації по застосуванню технологічних заходів при зварюванні в залежності від стану основного металу

Стан зварювального металу	Технологічні заходи зварювання							
	Спосіб зварювання	Зварювальні матеріали	Режим зварювання	Попередній підігрів	Наплавлення облицювального шару	Проківка наплавлених шарів	Термічний відпочинок	Високотемпературний відпуск
Холодноламкість	+	+	+	+	+	+	+	+
Дисперсійне твердіння	-	-	-	-	-	-	-	-
Термічна втома	-	-	-	-	-	-	-	-
Повзучість	-	-	-	-	-	-	-	-
Рекомендації: + — є; - — нема.								

зоні сплавлення аустенітного металу з перлітною сталлю через утворення і розвиток при високій температурі хімічної і структурної неоднорідності, яке викликане дифузією вуглецю [19]. Відшаровування аустенітного шва з хімічним складом на основі заліза відбувається через 4...8 років експлуатації, а на основі нікелю — через 15...20 років експлуатації. Термін руйнування зварного з'єднання з аустенітним високонікелевим швом може знизитися до 3...4 років, якщо деталь до ремонту експлуатувалась понад 150 тис. год [16]. Для запобігання окрихчення зони сплавлення аустенітного шва з перлітною сталлю, експлуатація таких зварних з'єднань обмежена температурою 480 °C [18].

Основним способом усунення дефектів в корпусних деталях енергетичного устаткування є ручне дугове зварювання перлітними електродами з попереднім підігрівом і післязварювальною високотемпературною відпусткою [13, 16]. Підвищення надійності зварного з'єднання досягається за рахунок приведення структури металу в рівноважний стан, зниження рівня зварювальних напружень і дифузійного водню. Проте, підвищене тепловкладення сприяє зростанню зерна та хімічної неоднорідності, що при деградованій структурі основного металу буде сприяти зниженню стійкості проти тріщин. Тому режими зварювання, температура попереднього підігріву та післязварювальної термообробки при такому способі підлягають обов'язковому корегуванню в залежності від терміну експлуатації та стану металу деталі, що підлягає ремонту.

Відомі відносно нові технології зварювання перлітними електродами із застосуванням технологічних прийомів управління термодинамічним циклом зварювання, наприклад, таких як: техніка формування зварного шва способом «поперечна гірка» [20]; застосування низькотемпературного термічного відпочинку замість високотемпературної відпустки [21–23]; попереднє облицювання зварювальних крайок [16], застосування мінімальної погонної енергії та техніки зварювання вузькими відпалюючими валиками, які наносяться у визначеній послідовності; пошарове проковування металу шва [16, 24]. Висока стій-

кість зварних з'єднань проти утворення тріщин у цих технологіях досягається за рахунок більш ефективного використання зварювального нагріву, запобігання утворення крупного зерна та крихких структур в пришовній зоні, зниження рівня напруженого стану та вмісту дифузійного водню в металі. Більші можливості поліпшення структури та властивостей зварних з'єднань роблять їх перспективними для застосування при ремонті компонентів енергетичного устаткування, які мають довготривалий термін експлуатації. Але технологічних заходів, що застосовуються в цих технологіях, не так вже і багато та і параметри їх не визначені для застосування при ремонті деталей із різним станом зварювального металу (таблиця).

Таким чином, враховуючи різноманітність типорозмірів компонентів енергетичного устаткування, умов експлуатації, виду пошкоджень та стану металу при їх ремонті повинна застосовуватись конкретна технологія зварювання. Визначення її оптимальних параметрів потребує проведення додаткових досліджень, актуальність яких зростає через подальше збільшення терміну експлуатації та рівня деградації металу. Розробка та застосування технології ремонтного зварювання є економічно і організаційно ефективним заходом, який дозволяє значно подовжити строк служби деталей без значних фінансових витрат у порівнянні із заміною на нові.

Висновки

1. Пошкодження компонентів турбінного обладнання утворюються в різний термін експлуатації під впливом багатьох факторів та завжди супроводжуються попереднім погіршенням структури і властивостей металу.

2. Сучасні технології ремонтного зварювання не враховують стан металу пошкодженої деталі, що не дозволяє бути впевненим в надійності отриманих зварних з'єднань.

3. Усунення пошкоджень компонентів турбінного обладнання після тривалої експлуатації потребує розробки нових технологій ремонтного зварювання з застосуванням додаткових технологічних заходів термічного та деформаційного впливу.

Список літератури

1. Черноусенко О. Ю. (2013) Поврежденность и остаточный ресурс стопорных клапанов ЦВД и ЦСД паровой турбины К-800-240 Славянской ТЭС. Вісник НТУ «ХП». Серія: Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування. Харків, НТУ «ХП», 12 (986), 100–106.
2. Израилев Ю. Л., Хромченко Ф. А., Ливанский А. П. и др. (2002) Живучесть паропроводов стареющих тепловых электростанций. Израилев Ю. Л., Хромченко В. А. (ред.). Москва, ТОРУС ПРЕСС.
3. Хромченко Ф. А. (2003) Ресурс сварных соединений паропроводов. Москва, Машиностроение.
4. Кушнарченко В. М., Кандыба Н. Е., Степанов Е. П. и др. (2003) Анализ повреждаемости парогенерирующего оборудования ТЭС. Вестник ОГУ, 6, 177–182.
5. Макаров Э. Л. (1981) Холодные трещины при сварке легированных сталей. Москва, Машиностроение.
6. Гладштейн В. И. (2014) Микроповреждаемость металла высокотемпературных деталей энергооборудования. Москва, Машиностроение.
7. Дмитрик В. В., Глушко А. В., Григоренко С. Г. (2016) Особенности порообразования в сварных соединениях паропроводов в условиях длительной эксплуатации. Автоматическая сварка, 9, 56–60.
8. Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Телевич Р. В. (2004) Параметры микроструктуры, контролирующие хрупкую прочность малоуглеродистых сталей со структурой мартенсита отпуска. Металлофизика и новейшие технологии, 26, 1, 435–456.
9. Пантелеенко Ф. И., Снарский А. С., Крыленко А. В. (2012) Особенности деградации структуры и механические свойства элементов печного и теплоэнергетического оборудования после длительной эксплуатации. Наука и техника, 1, 16–20.
10. Отливки из углеродистых и легированных сталей для деталей паровых стационарных турбин с гарантированными характеристиками прочности при высоких температурах. Технические условия. ОСТ 108.961.02-79.
11. МПЕ України. (2004) Контроль металу і продовження терміну експлуатації основних елементів котлів, турбін і трубопроводів теплових електростанцій. Типова інструкція. СОУ-Н МПЕ 40.17.401:2004.
12. Правила охорони праці під час експлуатації обладнання, що працює під тиском (2018). Наказ Міністерства соціальної політики України 05 березня 2018 р., № 333. НПАОП 0.00-1.81-18.
13. Зварювання, термообробка і контроль трубних систем котлів і трубопроводів при монтажі та ремонті обладнання теплових електростанцій. Мін-во енергетики СРСР. РД 34.17.101-89 (РД 34.15.027-89).
14. Походня И. К., Явдошин И. Р., Пальцевич А. П. (2004) Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами. Походня И. К. (ред.). Киев, Наукова думка.
15. Анохов А. Е., Корольков П. М. (2003) Сварка и термическая обработка корпусного энергетического оборудования при ремонте. Киев, Экотехнология.
16. Хромченко Ф. А. (2005) Сварочные технологии при ремонтных работах. Москва, Интернет Инжиниринг.
17. Земзин В. Н., Баграмова Т. И., Титинер З. К. и др. (1974) Использование высоконикелевых электродов для заварки дефектов в литых корпусных деталях паровых турбин. Ленинград, ЛДНТИ.
18. (2013) НПО ЦКТИ. Методические указания. Устранение дефектов в литых деталях энергооборудования с применением сварки без последующей термической обработки. СТО ЦКТИ 10.049-2013.
19. Липодаев В. Н., Снисарь В. В., Елагин В. П. и др. (1991) Особенности хрупкого разрушения разнородного сварного соединения с высоконикелевым металлом шва. Автоматическая сварка, 10, 6–9.
20. Ефименко Н. Г., Атоженко О. Ю., Вавилов А. В. и др. (2014) Структура и свойства сварных соединений стали 15Х1М1ФЛ при исправлении дефектов литья способом поперечной горки. Там же, 2, 44–48.
21. Царюк А. К., Иваненко В. Д., Скульский В. Ю. и др. (2012) Технология ремонтной сварки узлов котлоагрегатов без последующей термообработки. Там же, 9, 41–47.
22. Aloraierd A. Al-Maznouseed A., Price J.W.H., Shehata T. (2010) Weld repair practices without post weld heat treatment for ferritic alloys and their consequences on residual stresses: A review. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 8, 127–133.
23. Som Dutt Sharma S. D., Saluja R., Moeed K M. (2013) A review on effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on hardened steel. International Journal of Technical Research and Applications, 1, 2 (may-june), 05–07.
24. Delamarian Cristian (1998) Manual for Maintenance and Retrofit of Conventional Power Plants. Timisoara, Editura Sudura. Publishing House of the Romanian Welding Society.

References

1. Chernousenko, O. Yu. (2013) Damage and residual service life of the CVD and CSD stop valves of the K-800-240 steam turbine at the Slavyansk TES. Visnyk NTU KhPI. Series: Power and heat engineering processes and equipment, 12 (986), 100–106 [in Russian].
2. Izrailev, Yu. L., Khromchenko, F. A., Livansky, A. P. et al. (2002) The persistence of the steam pipes of aging thermal power plants. Ed. by Yu. L. Izrailev and F. A. Khromchenko. Moscow: Torus Press [in Russian].
3. Khromchenko, F.A. (2003) Service life of welded joints of steam pipelines. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
4. Kushnarenko, V.M., Kandyba, N.E., Stepanov, A.P. et al. (2003) Analysis of damageability of steam generating equipment of TPP. Vestnik OGU, 6, 177–182 [in Russian].
5. Makarov, E. L. (1981) Cold cracks in welding of alloy steels. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
6. Gladshstein, V. I. (2014) Microdamage of metal of high-temperature parts of power equipment. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Dmitrik, V.V., Glushko, A.V., Grigorenko, S.G. (2016) Features of pore formation in welded joints of steam lines in long-term operation. The Paton Welding J., 9, 51–54.
8. Kotrechko, S. A., Meshkov, Yu. Ya., Televich, R. V. (2004) The microstructure parameters controlling the brittle strength of low-carbon steels with the structure of tempering martensite. Metallofizika i Novejshie Tekhnologii, 26(1), 435–456 [in Russian].
9. Panteleenko, F. I., Snarsky, A. S., Krylenko, A. V. (2012) Features of the structure degradation and mechanical properties of the elements of the furnace and heat-power equipment components after long-term operation. Nauka i Tekhnika, 1, 16–20 [in Russian].
10. OST 108.961.02-79: Castings of carbon and alloy steels for parts of steam stationary turbines with guaranteed strength characteristics at high temperatures. Specifications.
11. MPE Ukraine (2004) Metal control and life extension of the main components of boilers, turbines and pipelines of thermal power plants. In: Standard instruction: SOU-N MPE 40.17.401:2004 [in Ukrainian].
12. (2018) Rules of labor protection during equipment operation under pressure. Order of the Ministry of social policy of Ukraine, 05 March 2018, No. 333. NPAOP 0.00-1.81-18 [in Ukrainian].
13. Welding, heat treatment and control of pipe systems of boilers and pipelines during installation and repair of equipment of thermal power plants. Min. energy of the USSR. RD 34.17.101-89 (RD 34.15.027-89) [in Russian].
14. Pokhodnya, I. K., Yavdoshchin, I. R., Paltsevich, A. P. et al. (2004) Metallurgy of arc welding. Interaction of metal with gases. Ed. by I. K. Pokhodnya. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
15. Anokhov, A. E., Korolkov, P. M. (2003) Welding and heat treatment of hull power equipment during repair. Kiev, Ekotekhnologiya [in Russian].

16. Khromchenko, F. A. (2005) Welding technologies for repair works. Moscow, Internet Engineering [in Russian].
17. Zemzin, V.N., Bagramova, T. I., Titiner, Z. K. et al. (1974) Use of high-nickel electrodes for welding-up of defects in cast housing parts of steam turbines. Leningrad, LDNTP [in Russian].
18. (2013) NPO TsKTI 10.049-2013: Elimination of defects in cast parts of power equipment with the use of welding without subsequent heat treatment: Guidelines [in Russian].
19. Lipodaev, V. N., Snisar, V. V., Elagin, V. P. et al. (1991) Features of brittle fracture of dissimilar welded joint with high-nickel weld metal. *Avtomatich. Svarka*, 10, 6-9 [in Russian].
20. Efimenko, N. G., Atozhenko, O. Yu., Vavilov, A. V. et al. (2014) Structure and properties of welded joints of 15Kh1M1FL steel at repair of casting defects by transverse hill method. *The Paton Welding J.*, 2, 42-46.
21. Tsaryuk A. K., Ivanenko V. D., Skulsky V. Yu. et al. (2012) Technology of repair welding of boiler unit assemblies without postweld heat treatment. *The Paton Welding J.*, 9, 37-42.
22. Aloraierd, A. Al-Maznouseed, A., Price, J. W. H., Shehata, T. (2010) Weld repair practices without post weld heat treatment for ferritic alloys and their consequences on residual stresses: Review. *Int. J. of Pressure Vessels and Piping*, 87, 127-133.
23. Som Dutt Sharma, S. D, Saluja, R., Moeed, K. M. (2013) A review on effect of preheating and/or post weld heat treatment (PWHT) on hardened steel. *Int. J. of Technical Research and Applications*, 1(2), 5-7.
24. Delamarian, C. (1998) Manual for maintenance and retrofit of conventional power plants. Timisoara, Editura Sudura. Publishing House of the Romanian Welding Society.

ОСОБЕННОСТИ ТЕХНОЛОГИИ РЕМОНТНОЙ СВАРКИ ТУРБОАГРЕГАТОВ ТЭС ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В. П. ЕЛАГИН¹, А. К. ЦАРЮК¹, Н. И. ДУНАЕВСКАЯ², В. А. ПЕРЕТЯТКО³

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

²Институт угольных энерготехнологий НАН Украины. 04070, г. Киев, ул. Андреевская, 19. E-mail: ilv.golenko@gmail.com

³ПАО ГЭК «Центрэнерго». 03680, г. Киев, ул. Казацкая, 120/4 «е». E-mail: peretyatkovladimir@urk.net

При длительной эксплуатации турбинного оборудования в корпусах клапанов, цилиндров и в паропроводе образуются под действием различных факторов трещины. Появление их в значительной мере обусловлено ухудшением структуры и механических свойств металла. Целью работы является анализ возможности учёта состояния металла поврежденной детали при разработке технологии ремонтной сварки для обеспечения надежной работы сварного соединения. Литературный обзор показал, что современные технологии ремонтной сварки предусматривают технологические меры для предотвращения образования холодных трещин, но не учитывают ухудшение состояния основного металла и его влияние на работоспособность сварного соединения. Устранение повреждений компонентов турбинного оборудования после длительной эксплуатации требует разработки новых технологий ремонтной сварки с применением дополнительных технологических мероприятий термического и деформационного воздействия. Библиогр. 24, табл. 1, рис. 2.

Ключевые слова: компоненты турбинного оборудования, трещины, теплоустойчивая сталь, структура, состояние металла, технология ремонтной сварки, технологические мероприятия

PECULIARITIES OF TECHNOLOGY OF REPAIR WELDING OF HPP TURBOUNITS AFTER LONG-TERM OPERATION

ELAGIN V. P.¹, TSARYUK A. K.¹, DUNAIEVSKA N. I.² AND PERETYATKO V. A.³

¹ E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

² Coal Energy Technology Institute of the NAS of Ukraine, 19 Andriivska str., Kyiv, 04070. E-mail: ilv.golenko@gmail.com

³ PJSC SEC «Centrenerg». 120/4 e, Kazatskaya Str., Kyiv, 03680. E-mail: peretyatkovladimir@urk.net

Long-term operation of turbine equipment promotes formation of cracks in the casings of valves, cylinders and steam lines under effect of various factors. Their appearance to significant extent is caused by deterioration of structure and mechanical properties of metal. Aim of the work is the analysis of possibility to take into account a state of metal in damaged part in a technology of repair welding for providing a reliable operation of welded joint. Review of literature showed that modern technologies of repair welding provide technological measures for prevention of "cold" crack formation, but do not consider deterioration of base metal state and its effect on working capacity of the welded joint. Removal of damages in turbine equipment components after long-term operation require development of new technologies of repair welding using additional technological measures of thermal and deformation influence. 24 Ref., 1 Tabl., 2 Fig.

Keywords: Components of turbine equipment, cracks, heat-resistant steel, structure, metal state, welding repair technology, technological measures

Поступила в редакцию 02.10.2018

ВЛИЯНИЕ АКТИВИРУЮЩИХ ВЕЩЕСТВ НА КАЧЕСТВО СПИРАЛЬНОШОВНЫХ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ СВАРКИ

В. В. ПОЛУХИН, А. С. ПРОКОФЬЕВ, Д. В. РОМАШКО, С. В. РЫМАР, Р. С. ГУБАТЮК

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

Работа посвящена развитию технологии высокочастотной сварки при изготовлении электросварных тонкостенных спиральношовных труб путем введения активирующих веществ в зону сварного шва и приложения давления для повышения прочностных характеристик металла сварного соединения. Исследования базируются на научных положениях теоретических основ сварки, материаловедения, проблем прочности металлов. Особенностью рассмотренной технологии сварки является то, что в процессе нагрева соединяемых кромок токами высокой частоты активирующие вещества, имеющие более низкие температуры плавления, переходят в жидкое состояние, связывают поверхностные загрязнения и выносят их наружу при приложении давления. Кромки очищенного металла соединяются в результате протекания диффузных процессов при температурах, близких к температурам плавления основного металла. По сути процесс соединения на завершающей стадии происходит в твердой фазе металла шва. Полученная ширина сварного шва не превышает 4...8 мкм. Металл шва состоит из основного свариваемого металла, обогащенного элементами активирующего вещества. Структура околосшовной зоны близка к структуре основного металла. Возможно изготовление электросварных тонкостенных спиральношовных труб с высоким качеством сварного соединения при высокой скорости сварки. Библиогр. 21, табл. 3, рис. 5.

Ключевые слова: тонкостенные спиральношовные трубы, сварка, ток высокой частоты, приложение давления, активирующие вещества

В современных условиях развития трубного рынка актуальным остается производство тонкостенных спиральношовных труб [1–3], у которых соотношение диаметра D к толщине стенки S (D/S) составляет 80/1 и более. Как правило, толщина стенки таких труб определяется толщиной ленты (штрипса), из которой изготавливают такие трубы.

Тонкостенные спиральношовные трубы отличаются рядом положительных особенностей. Одна из них — высокий коэффициент использования материала по причине уменьшенной толщины стенки и большой величины соотношения D/S . Другая — высокопродуктивный и экономичный способ их производства. На разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона высокочастотных трубо-электросварных станах изготовление электросварных тонкостенных спиральношовных труб происходит за один проход. Станы позволяют осуществлять широкую регулировку соотношения D/S за счет изменения диаметра выпускаемых труб, при сохранении толщины стенки трубы S постоянной. Это обеспечивает возможность производства труб широкой номенклатуры. Стан малогабаритен и собирается по блочной схеме, с возможностью его размещения на небольшом производственном участке или в кузове автоприцепа, железнодорожной платформы, барже, что делает оборудование мобильным.

По энергетическим затратам на погонный метр сварного шва способ высокочастотной сварки в

изготовлении электросварных тонкостенных спиральношовных труб является самым экономичным и высокопроизводительным.

К преимуществам тонкостенных спиральношовных труб можно также отнести возможность нанесения на них защитных покрытий, в том числе и неметаллических, в виде эмали, стекла, синтетических и композитных материалов, как внутри трубы, так и снаружи. В случае полиэтиленового покрытия по внешнему виду трубы схожи с пластиковыми трубами, но существенно прочнее последних. При этом применимы традиционные технологии сварки при сборке труб в трубопроводы и при установке фланцев.

Тонкостенные спиральношовные трубы получили распространение при изготовлении воздуховодов, систем вентиляции, пневматических систем, различных продуктопроводов, в том числе и для сыпучих материалов, а также в системах пожаротушения. Такие трубы можно использовать при изготовлении огнетушителей, емкостей для лакокрасочной промышленности, при производстве баллонов, тубусов, ресиверов и другой подобной продукции.

Труба электросварная спиральношовная тонкостенная — это труба, изготавливаемая при помощи сложной формовки и электросварки листового проката, в данном случае штрипса. Основа технологии производства электросварной спираль-

ношовной трубы заключается в выполнении сварного шва по цилиндрической спирали — по поверхности трубы. Применение токов высокой частоты позволяет существенно повысить скорость изготовления трубы, однако при этом необходимо обеспечить сложно-деформационное формирование и вращательно-поступательное движение свариваемой заготовки. Формированию подвергается как свариваемая заготовка, так и сварной шов.

Спиральный шов в такой трубе одновременно сочетает в себе свойства кольцевого и продольного шва. Так как сварной шов выполняется по цилиндрической спирали, то в спиральношовных трубах наблюдается благоприятное равномерное распределение нагрузок на шов, и металл шва частично разгружается от радиальных напряжений [4] в связи с тем, что швы размещены под углом к образующей цилиндрической поверхности трубы.

В ИЭС им. Е. О. Патона была создана высокопроизводительная технология высокочастотной сварки для изготовления тонкостенных спиральношовных труб из малоуглеродистых и низколегированных сталей. Это высокочастотная сварка давлением с оплавлением, без оплавления и плавлением [1–3, 5]. Также в ИЭС им. Е. О. Патона разработан способ индукционной прессовой сварки давлением с применением активирующих веществ в зоне шва и последующей пластической деформации зоны соединения [1, 2, 6, 7–16]. Данный процесс соединения металлов в 2006 г. введен в Государственный стандарт Украины [17] под термином сварко-пайка.

Применение активирующих веществ в зоне шва при их расплавлении позволяет активировать соединяемые поверхности основного металла, частично легировать кромки соединяемого металла, защитить зону сварки от воздействия атмосферы, снизить температуру проведения процесса сварки. При этом формирование и образование самого сварного соединения происходит в твердой фазе без расплавления основного металла. Температура проведения процесса индукционной прессовой сварки давлением с использованием активирующих веществ в зоне шва определяется температурой плавления активирующих веществ, которая ниже температуры плавления основного металла. Применение давления и последующая пластическая деформация сварного соединения позволяют ускорить встречные диффузионные процессы в зоне шва, увеличить площадь соединяемой поверхности в шве, что способствует удалению из зоны шва продуктов активации в виде тонкой жидкой прослойки, омывающей кромки основного металла, и являющейся нежелательным компонентом в сформированном шве. Так, соединение формирует очищенный основной металл,

находящийся в твердом состоянии и имеющий температуру несколько выше точки $A_{с3}$ диаграммы состояния стали.

Работа посвящена развитию технологии высокочастотной сварки при изготовлении электросварных тонкостенных спиральношовных труб путем приложения давления к свариваемым кромкам и, что ново, введением активирующих веществ в зону сварного шва для повышения его прочностных характеристик. Данное направление работы связано с возрастающим использованием при изготовлении электросварных спиральношовных тонкостенных труб зарубежных низколегированных и коррозионностойких сталей и решает задачу повышения качества сварных соединений при использовании высокочастотной сварки.

Основными технологическими параметрами процесса сварки образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб являются скорость сварки, и соответственно, связанная с ней скорость осадки. Также основными параметрами являются электрические параметры: выходное напряжение и сварочный ток высокочастотного источника питания. Они определяют температуру нагрева свариваемых кромок в точке их схождения и пластические свойства металла шва в зависимости от марки металла. Важным параметром является и начальная величина перекрытия кромок.

Одновременное благоприятное сочетание основных параметров высокочастотной сварки при производстве образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб позволяет получить высокое качество сварного соединения. При этом вследствие сложного процесса формирования из ленты трубной спиральношовной заготовки и выполнения одновременно с высокочастотной сваркой осадки, где помимо встречной деформации свариваемых кромок происходит их раскатка и уменьшение толщины нахлестки до толщины исходного материала (ленты), сварной шов из нахлесточного трансформируется в косостыковой.

Во время формирования сварного шва при производстве образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб происходит концентрация нагрева в точке схождения свариваемых кромок, а также нагрев расположенных в зоне шва активирующих веществ. В результате концентрированного нагрева происходит переход активирующего вещества в жидкую фазу, омывание и активация им свариваемых кромок основного металла, находящихся в твердо-пластичном состоянии. При этом возникают процессы взаимной диффузии активирующего вещества, находящегося в жидкой фазе, в основной металл и наоборот. Приложение давления к свариваемым кромкам в виде осадки усиливает эти процессы в шве, а также

приводит к практически полному удалению продуктов реакции активирующего вещества в грат и последующей его кристаллизации вне шва.

Вследствие осадки происходит также пластическое деформирование свариваемых кромок и частичное выдавливание пластичного металла из зоны шва в виде граа на периферийные более холодные участки шва как внутрь, так и наружу трубы, с его раскаткой по ее поверхности.

Исследовательская работа выполнялась на специальном оборудовании С-460, разработанном в ИЭС им. Е. О. Патона, которое ранее поставлялось на трубные заводы, и используется при изготовлении электросварных тонкостенных спиральношовных труб с применением токов высокой частоты из малоуглеродистых и низколегированных сталей. Для нагрева сходящихся в спираль кромок используется сварочный высокочастотный генератор ВЧС-160/044 мощностью 160 кВт, частотой 440 кГц с контактным подводом тока к свариваемым кромкам. Основные процессы высокочастотной сварки с приложением давления при изготовлении опытных образцов спиральношовных труб диаметром $D = 98, 108$ и 152 мм проводились на низкоуглеродистых сталях марки СтЗсп толщиной $S = 1,0$ мм и 08кп толщиной $S = 1,0$ и $1,3$ мм, низколегированной стали марки S355 (аналог стали 17Г1С) толщиной $S = 2,0$ мм и коррозионностойкой стали марки 12Х18Н10Т толщиной $S = 0,8$ и $1,0$ мм. Химический состав использованных сталей приведен в табл. 1.

На рис. 1 представлена схема формирования соединения кромок спиральношовной трубы при высокочастотной сварке с приложением давления и применением активирующих веществ: *а* — начало образования соединения, *1* — предварительно нанесенное активирующее вещество на соединяемых кромках металла (нахлесточное соединение); *б* — процесс осадки в виде раскатки нахлесточного соединения с активирующим веществом в зоне шва непосредственно после нагрева токами высокой частоты, *2* — активирующее вещество на соединяемых кромках металла; *в* — сформированное косостыковое соединение кромок, *3* — раскатанный по поверхности трубы выдавленный из шва металл с активирующим веществом; *4* — сформированный сварной шов (с возможными включениями активирующего вещества толщиной $0...50$ мкм).

При получении опытных образцов спиральношовных труб из указанных сталей использовались активирующие вещества, представляющие собой

Таблица 1. Химический состав использованных сталей

Химический состав [4]	Марка стали			
	СтЗсп	08кп	S355	12Х18Н10Т
C	0,14...0,22	0,05...0,12	0,15...0,2	≤0,12
Cr	≤0,3	≤0,1	≤0,3	17...19
Fe	97	98	96	67
Mn	0,4...0,65	0,25...0,5	1,15...1,6	≤2
Ni	≤0,3	≤0,3	≤0,3	9...11
P	≤0,04	≤0,035	≤0,03	≤0,035
S	≤0,05	≤0,04	≤0,035	≤0,02
Si	0,15...0,3	≤0,3	0,4...0,6	≤0,8
N	≤0,008	—	0,008	—
Cu	≤0,3	≤0,3	≤0,3	≤0,3
As	≤0,08	≤0,08	≤0,08	—
Al	—	—	0,02...0,05	—
V	—	—	≤0,12	—
Ti	—	—	—	0,4...0,8

порошкообразную смесь флюса ПВ-201 или ПВ-209 и медно-никелевого припоя ПАН-3 (ПД58Г32Н8С) (Cu — основа 58 %, Mn — 32, Ni — 8, Si — до 1,5) [18], которая путем напыления, была нанесена на тонкий слой сырого клея, которым были предварительно смазаны свариваемые кромки.

Для фиксации порошкообразной смеси флюса и активирующего вещества на свариваемых кромках применялись цианоакрилатные клеи, а также клеи БФ, содержащие фенолформальдегидную смолу и поливинилацеталь или поливинилбутираль. Эти клеи в процессе сварки не оставляли нежелательных примесей.

Для опытных образцов спиральношовных труб из коррозионностойкой стали марки 12Х18Н10Т толщиной $S = 0,8$ и $1,0$ мм использовались активирующие вещества, представляющие собой порошкообразную смесь флюса ПВ-201 или ПВ-209 и порошкообразного припоя ВПр-1 (Cu — основа 65,7...70,8 %, Ni — 27...30, Si — 1,5...2, Fe — 0,1...1,5, В — 0,1...0,3, примеси — 0,5) [18, 19] или самофлюсующегося борно-кремниевое припоя ПГ-Ж14 (Fe — основа 43 %, Ni — 37, С —

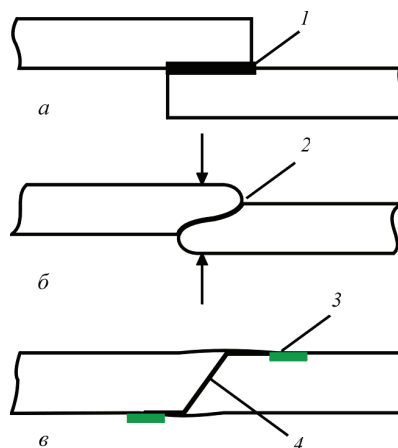


Рис. 1. Схема формирования соединения кромок спиральношовной трубы (описание *а–в* см. в тексте)

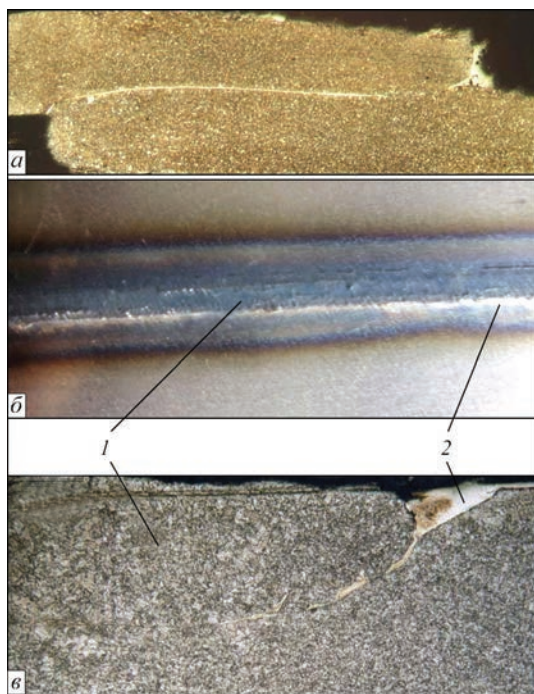


Рис. 2. Этапы формирования косостыкового шва на образцах электросварных тонкостенных спиральношовных труб: *а* — поперечное сечение шва на начальном этапе его образования; *б* — внешний вид сформированного сварного соединения (вид сверху); *в* — поперечное сечение сформированного косостыкового шва на конечном этапе; 1 — выдавленный из шва металл, раскатанный по поверхности трубы; 2 — выдавленное из шва активирующее вещество

1,4, Cr — 14, В — 2,2, Si — 2,5, твердость *HRC* 38...45) [20].

Установлено, что активирующая порошкообразная смесь компонентов должна содержать одну часть флюса и семь-десять частей припоя при напылении порошкообразной смеси толщиной 0,05...0,15 мм.

На рис. 2 приведены этапы формирования косостыкового шва на образцах электросварных тонкостенных спиральношовных труб. Процесс осадки осуществлялся в виде раскатки нахлесточного соединения непосредственно после его нагрева токами высокой частоты с нанесенным на свариваемые кромки активирующим веществом.

На рис. 2, *а* показано поперечное сечение косостыкового шва на начальном этапе его формирования.

На рис. 2, *б* показана внешняя поверхность образца электросварной тонкостенной спиральношовной трубы со сформированным сварным швом (вид сверху) после проведения осадки кромок нахлесточного соединения. Виден выдавленный из шва металл, раскатанный по поверхности трубы и выдавленное активирующее вещество в виде тонкой пленки с удаленными из зоны шва продуктами его реакции. На рис. 2, *в* приведено сформированное поперечное сечение косостыкового шва на конечном этапе, у которого толщина

Таблица 2. Зависимость угла загиба и ширины зоны термического влияния от скорости сварки с применением давления и применением активирующих веществ при различном анодном напряжении

Но- мер п/п	Параметры				
	Пере- кры- тие, мм	Скорость сварки, м/мин	Угол загиба		Ширина зоны тер- мического влияния, мм
			I вари- ант	II вари- ант	
Анодное напряжение 4,0 кВ					
1	2,0	10	100	60	12
2		15	110	100	10
3		20	180	140	7
4	3,0	10	180	150	13
5		15	180	180	11
6		20	180	180	9
7	4,0	10	180	180	14
8		15	180	150	12
9		20	180	140	11
Анодное напряжение 5,0 кВ					
10	2,0	15	20	10	10
11		20	70	50	10
12		25	90	40	9
13	3,0	15	180	150	11
14		20	180	180	10
15		25	180	180	9
16	4,0	15	180	180	12
17		20	180	150	11
18		25	160	140	10
Анодное напряжение 6,0 кВ					
19	2,0	15	50	30	10
20		20	90	80	9
21		25	120	100	8
22	3,0	15	160	120	10
23		20	180	180	9
24		25	180	180	8
25	4,0	15	180	180	12
26		20	180	180	10
27		25	160	140	9

$S_{\text{ш}}$ несколько больше или равна толщине ленты (штрипса) трубы: $S_{\text{ш}} \geq S$.

Выполнение швов на образцах электросварных тонкостенных спиральношовных труб проводилось на экспериментальной установке разработки ИЭС им. Е. О. Патона при скоростях движения ленты 15, 20 и 25 м/мин, при соответствующих показателях мощности от примененного сварочного высокочастотного генератора 50, 80 и 110 кВт. Длина участка нагрева свариваемых кромок (расстояние от места контакта токоподвода сварочного высокочастотного генератора на свариваемых кромках сформированной спиральношовной трубной заготовки до места точки схождения кромок и вхождения их в формирующие валки) составляла 35...50 мм. Ширина зоны фиксации следов примененного активирующего вещества на поверхности образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб достигала 15 мм. Величина перекрытия кромок выбиралась на уровне 0,25...2,5 от толщины S примененной лен-

Таблица 3. Зависимость сопротивления разрыву образцов швов спиральношовных труб размером 108×1,0 мм от скорости сварки с приложением давления и применением активирующих веществ и величины перекрытия при различном анодном напряжении и длине зоны разогрева 35/50 мм

Номер п/п	Перекрытие, мм	Скорость сварки, м/мин	Сопротивление разрыву, МПа
Анодное напряжение 4,0 кВ			
1	2,0	10	40
2		15	90
1		20	340
4	3,0	10	360
5		15	380
6		20	380
7	4,0	10	350
8		15	380
9		20	380
Анодное напряжение 5,0 кВ			
10	2,0	20	60
11		25	140
12		30	340
13	3,0	20	350
14		25	355
15		30	345
16	4,0	20	363
17		25	370
18		30	370
Анодное напряжение 6,0 кВ			
19	2,0	15	60
20		20	250
21		25	265
22	3,0	15	330
23		20	370
24		25	370
25	4,0	15	370
26		20	370
27		25	370

ты, но не превышала 4,5 мм для толщины ленты $S = 2$ мм при диаметре трубы $D = 152$ мм, что позволяло получать надежное сварное соединение и поддерживать стабильный режим формирования образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб. При этом после осадки путем раскатки толщина стенки шва $S_{ш}$ в образцах электросварных тонкостенных спиральношовных труб практически достигала толщины примененной ленты S .

Качество сварного шва экспериментальных электросварных тонкостенных спиральношовных труб, полученных с применением активирующих веществ, оценивалось по результатам механических испытаний образцов, вырезанных из этих труб, по таким параметрам, как угол загиба и сопротивление растяжению. Зона термического влияния определялась по изменению цвета и структурному анализу металла шва и околосшовной зоны. Наличие царапин выявлялось визуально.



Рис. 3. Образцы с фрагментами сварного шва после проведения механических испытаний на разрыв. Тип образцов — 8 по ГОСТ 6996–66

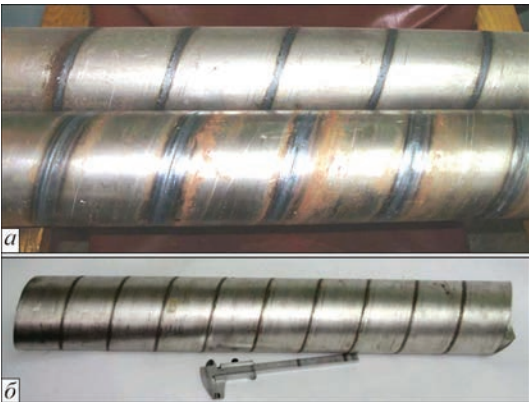


Рис. 4. Образцы электросварных тонкостенных спиральношовных труб со сварными швами, выполненными с приложением давления: а — сверху труба из стали 08кп, внизу — S355; б — 12Х18Н10Т

Установлено, что на качество шва существенное влияние оказывают электрические параметры высокочастотной сварки. Для получения образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб при различных скоростях движения ленты 15, 20 и 25 м/мин, изменялись показатели анодного напряжения на лампе генератора, которое влияет на подводимую электрическую мощность в зону шва.

Были получены образцы с фрагментами сварного шва для проведения механических испытаний. Результаты испытаний приведены в табл. 2.

В табл. 3 приведены данные результатов механических испытаний на разрыв образцов с фрагментами сварного шва электросварных тонкостенных спиральношовных труб диаметром $D = 108$ мм и толщиной стенки $S = 1,3$ мм, выполненных из стали 08кп.

На рис. 3 представлены образцы с фрагментами сварного шва после проведения механических испытаний на разрыв. Образцы — тип 8 по ГОСТ 6996–66. Временное сопротивление разрыву составляет 370...380 МПа. Разрушение образцов происходит по основному металлу. При 20 °С для термообработанной стали 08кп предел прочности σ_b составляет 310...440 МПа. Представленные данные свидетельствуют о высокой прочности полученного сварного соединения в спиральношовной трубе, которая достигается, в том числе, и за

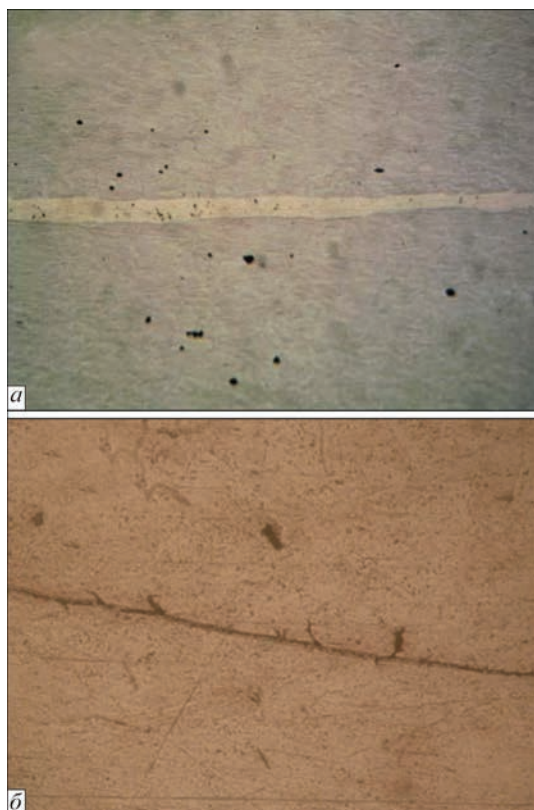


Рис. 5. Микрошлифы ($\times 500$) образцов швов спиральношовных труб, выполненных с приложением давления и применением активирующих веществ: *а* — шов трубы из стали 08кп; *б* — 12Х18Н10Т

счет термомеханического упрочнения сварного шва вследствие проведения последующей осадки в виде раскатки нахлесточного соединения свариваемых кромок с нанесенным активирующим веществом в зоне шва.

На рис. 4, *а* в верхней его части показан образец электросварной тонкостенной спиральношовной трубы диаметром $D = 108$ мм с толщиной стенки $S = 1,0$ мм из стали 08кп с узкой зоной термического влияния, в нижней части — образец электросварной тонкостенной спиральношовной трубы диаметром $D = 108$ мм с толщиной стенки $S = 2,0$ мм из стали S355 с широкой зоной термического влияния. Для образца из стали S355 использовалось активирующее вещество в виде смеси припоя ПАН-3 и флюса ПВ-201. Разница в ширине зоны термического влияния определяется сочетанием таких параметров, как скорость сварки, величина вкладываемой в сварной шов мощности, химический состав стали.

На рис. 4, *б* показан образец электросварной тонкостенной спиральношовной трубы диаметром $D = 98$ мм с толщиной стенки $S = 0,8$ мм из стали 12Х18Н10Т. При получении данного образца применялось активирующее вещество в виде самофлюсующегося припоя ПГ-Ж14. Несмотря на довольно узкую зону термического влияния для получения протяженных высококачественных

сварных соединений образцов электросварных тонкостенных спиральношовных труб из коррозионностойких сталей в дальнейшем необходимо обеспечить надежную защиту зоны сварного шва защитными газами от воздействия окружающей среды в используемой экспериментальной установке. Пока же полученный сварной шов визуально отличается от основного металла — коррозионностойкой стали 12Х18Н10Т.

На рис. 5, *а* показан микрошлиф сварного шва образца спиральношовной трубы диаметром $D = 108$ мм с толщиной стенки $S = 1,3$ мм из стали 08кп, полученный в процессе высокочастотной сварки с применением активирующих веществ: припой ПАН-3, флюс ПВ-201. Отчетливо виден сварной шов в виде сформировавшейся под давлением осадки тонкой остаточной прослойки закристаллизовавшегося активирующего вещества, которое не было полностью выдавлено из зоны соединения. Ширина шва (прослойки) не превышает $4 \dots 8$ мкм. При этом химический состав образовавшегося сварного шва обогащен элементами основного свариваемого металла, примененного активирующего вещества, и частично продуктами активации поверхности. Структура металла близкой к шву околошовной зоны приближается к структуре основного металла.

На рис. 5, *б* показан микрошлиф сварного шва из стали 12Х18Н10Т, полученный в процессе высокочастотной сварки с применением активирующего вещества — самофлюсующегося припоя ПГ-Ж14, без применения защитных газов. В месте соединения кромок видно активирующее вещество, заполнившее микронеровности поверхностей соединения. Ширина шва составляет около 1 мкм. Химический состав образовавшегося сварного шва обогащен элементами основного свариваемого металла, однако и здесь имеется визуальное отличие полученного металла шва от основного металла.

Предполагается, что для получения стабильного сварного соединения коррозионностойких и легированных сталей при высокочастотной сварке применительно к выполнению спиральных швов труб необходима защита нейтральными газами зоны формирования соединения или повышение скорости сварки для минимального по времени контакта расплавленных и еще не закристаллизовавшихся активирующих веществ с атмосферой воздуха. Это задача дальнейших исследований.

Повышение скорости сварки возможно за счет увеличения вкладываемой мощности высокочастотного генератора, что позитивно скажется и на экономических показателях сварочного процесса.

Дальнейшие исследования необходимо продолжить для поиска оптимального управления

сварочным процессом [21] и модернизации оборудования, особенно в поиске способа защиты зоны сварки от атмосферных воздействий в случае использования коррозионностойких и легированных сталей. Однако уже сейчас очевидно, что данный процесс может стать перспективным при изготовлении качественных и недорогих тонкостенных спиральношовных труб, в том числе и с последующим нанесением на них защитных покрытий.

Выводы

1. Применение высокочастотной сварки обеспечивает возможность производства электросварных тонкостенных спиральношовных труб широкой номенклатуры диаметров, что является актуальным для различных отраслей промышленности.

2. При высокочастотной сварке спиральношовных труб с приложением давления и применением активирующих веществ последние обеспечивают связывание поверхностных загрязнений и вытеснение их за пределы свариваемого сечения при приложении давления. В результате кромки очищенного металла соединяются при температурах, близких к температурам плавления основного металла, при развитии в металле диффузных процессов, и процесс соединения на завершающей стадии происходит в твердой фазе основного металла.

3. Перспективы применения технологии высокочастотной сварки в производстве электросварных тонкостенных спиральношовных труб состоят в получении качественных швов. Одним из путей развития является введение активирующих веществ в зону шва, что позволяет получать качественные сварные соединения низкоуглеродистых и низколегированных сталей.

Список литературы

1. Pis'menny A. S. (1997) *High-frequency welding of metals*. Amsterdam, Harwood Acad. Publ.
2. Письменный А. С. (2008) *Высокочастотная сварка металлических изделий*. Киев, Ин-т электросварки им. Е. О. Патона.
3. Письменный А. С., Полухин В. В., Полухин Вл. В. и др. (2005) Изготовление и применение тонкостенных спиральношовных труб. *Автоматическая сварка*, **9**, 32–36.
4. Письменный А. С., Прокофьев А. С., Губатюк Р. С. и др. (2012) Повышение прочностных характеристик спиральношовных труб конструкционного назначения. *Там же*, **3**, 40–44.
5. Лебедев В. К., Скачко Ю. Н., Полухин В. В. и др. (1974) Оплавление кромок при высокочастотной сварке. *Там же*, **11**, 16–19.
6. Слепак Э. С., Хаснулин В. С., Клужинский В. Л., Шульман И. Е. (1980) *Сварка токами высокой частоты в энергомашиностроении*. Москва, Машиностроение.
7. Табелев В. Д., Карета Н. Л., Панасенко А. И. и др. (1985) Структура и фазовый состав швов, выполненных капиллярной пайкой с приложением давления. *Автоматическая сварка*, **11**, 26–29.
8. Табелев В. Д. (1991) *О формировании соединений при пайке с пластическим деформированием основного ме-*

талла. Материалы и технология пайки. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона АН Украины, сс. 50–54.

9. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. (1993) Ударная вязкость стыковых соединений, паяных с пластическим деформированием основного металла. *Автоматическая сварка*, **8**, 29–31.
10. Лебедев В. К., Табелев В. Д., Письменный А. С. (1983) Стыковая пайка под давлением стальных трубопроводов. *Там же*, **9**, 25–27.
11. Лебедев В. К., Письменный А. С., Мартынова Т. И. (1992) Опыт использования композиционного припоя для сварки-пайки давлением. *Там же*, **9–10**, 42–43.
12. Письменный А. С., Новикова Д. П., Юхименко Р. В., Прокофьев А. С. и др. (2008) Особенности технологии высокочастотной шовной сварки-пайки труб. *Там же*, **2**, 29–33.
13. Письменный А. С., Прокофьев А. С. (2002) Прессовая сварка труб с применением активирующих веществ. *Там же*, **7**, 22–27.
14. Письменный А. С., Полухин В. В., Прокофьев А. С., Бондарев В. А. (2002) Экспресс-методика для разработки и проверки технологий пайки давлением. *Там же*, **1**, 48–50.
15. Письменный А. С., Прокофьев А. С., Бондарев В. А. (2001) Индукционная сварка-пайка безарматурных тройниковых соединений труб. *Там же*, **4**, 46–50.
16. Письменный А. С., Прокофьев А. С. (2000) Технология сварки-пайки фланцев с трубой. *Там же*, **5**, 50–52.
17. (1999) ДСТУ 3761.2-98 *Зварювання та споріднені процеси. Частина 2. Процеси зварювання та паяння. Терміни та визначення* (ISO 857:1990). Київ, Держспоживстандарт України.
18. Припой. URL: <http://termoizolit.ru/pripoi>. (дата обращения: 23.02.2018).
19. Марочник сталей и сплавов. URL: http://www.splav-kharkov.com/choose_type.php. (дата обращения: 26.02.2018).
20. Наплавочный порошок. URL: <https://grandlada.com/naplavochnyi-poroshok/131>. (дата обращения: 23.02.2018).
21. Пантелеймонов Е. А., Самфалов М. В. (2012) Применение электрических параметров режима высокочастотной сварки спиральношовных труб для организации процессов управления и контроля. *Сварщик*, **4**, 10–12.

References

1. Pis'menny, A.S. (1997) *High-frequency welding of metals*. Amsterdam, Harwood Acad. Publ.
2. Pismenny, A.S. (2008) *High-frequency welding of metal products*. Kiev, PWI [in Russian].
3. Pismenny, A.S., Polukhin, V.V., Polukhin, V.I. et al. (2005) Production and application of thin-walled spiral-welded pipes. *The Paton Welding J.*, **9**, 29–32.
4. Pismenny, A.S., Prokofiev, A.S., Gubatyuk, R.S. et al. (2012) Increase of strength characteristics of spirally-welded pipes of structural designation. *Ibid.*, **3**, 30–34.
5. Lebedev, V.K., Skachko, Yu.N., Polukhin, V.V. et al. (1974) Fusion of edges in high-frequency welding. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 16–19 [in Russian].
6. Slepak, E.S., Khasnulin, V.S., Kluzhinsky, V.L., Shulman, I.E. (1980) *High-frequency welding in power engineering*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Tabelev, V.D., Kareta, N.L., Panasenکو, A.I. et al. (1985) Structure and phase composition of welds made by capillary brazing under pressure. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 26–29 [in Russian].
8. Tabelev, V.D. (1991) On formation of joints in brazing with plastic deformation of base metal. In: *Materials and technology of brazing*. Kiev, PWI, 50–54 [in Russian].
9. Lebedev, V.K., Tabelev, V.D., Pismenny, A.S. (1993) Impact strength of butt joints brazed with plastic deformation of base metal. *Avtomatich. Svarka*, **8**, 29–31 [in Russian].
10. Lebedev, V.K., Tabelev, V.D., Pismenny, A.S. (1983) Butt pressure brazing of steel pipelines. *Ibid.*, **9**, 25–27 [in Russian].

11. Lebedev, V.K., Pismenny, A.S., Martynova, T.I. (1992) Experience of application of composite filler metal for pressure braze-welding. *Ibid.*, **9-10**, 42-43 [in Russian].
12. Pismenny, A.S., Novikova, D.P., Yukhimenko, R.V. et al. (2008) Technology peculiarities of high-frequency seam braze-welding of pipes. *The Paton Welding J.*, **2**, 22-25.
13. Pismenny, A.S., Prokofiev, A.S. (2002) Press welding of pipes using activating materials. *Ibid.*, **7**, 19-23.
14. Pismenny, A.S., Polukhin, V.V., Prokofiev, A.S. et al. (2002) Express-method for development and verification of pressure brazing technologies. *Ibid.*, **1**, 47-50.
15. Prokofiev, A.S., Pismenny, A.S., Bondarev, V.A. et al. (2001) Induction braze-welding of no-accessory T-joints. *Ibid.*, **4**, 43-47.
16. Prokofiev, A.S., Pismenny, A.S. (2000) Technology of braze-welding of flanges to tubes. *Ibid.*, **5**, 48-50.
17. (1999) DSTU 3761.2-98 (ISO 857:1990): *Welding and allied processes. Pt. 2: Welding and brazing processes. Terms and definitions*. Kyiv, Derzhspozhyvstandart Ukrainy [in Ukrainian].
18. *Filler materials*. URL: <http://termoizolit.ru/pripoi> [in Russian].
19. Steels and alloys grades. URL: http://www.splav-kharkov.com/choose_type.php [in Russian].
20. Surfacing powder. URL: <https://grandlada.com/naplavochniy-poroshok/131> [in Russian].
21. Pantelejmonov, E.A., Samofalov, M.V. (2012) Application of electric parameters of high-frequency welding mode of spirally-welded pipes for organization of management and control processes. *Svarshchik*, **4**, 10-12 [in Russian].

ВПЛИВ АКТИВУЮЧИХ РЕЧОВИН НА ЯКІСТЬ СПІРАЛЬНОШОВНИХ ТРУБ, ОТРИМАНИХ З ВИКОРИСТАННЯМ ВИСОКОЧАСТОТНОГО ЗВАРЮВАННЯ

В. В. ПОЛУХІН, О. С. ПРОКОФ'ЄВ, Д. В. РОМАШКО, С. В. РИМАР, Р. С. ГУБАТЮК

Робота присвячена розвитку технології високочастотного зварювання при виготовленні тонкостінних спіральшовних труб шляхом введення активуючих речовин у зону зварного шва і прикладання тиску, підвищення характеристик міцності металу зварного шва. Дослідження ґрунтуються на наукових положеннях теоретичних основ зварювання, матеріалознавства, проблем міцності металів. Особливістю розглянутої технології зварювання є те, що в процесі нагрівання з'єднуваних кромок струмами високої частоти активуючі речовини, що мають більш низькі температури плавлення, переходять в рідкий стан, зв'язують поверхневі забруднення і виносять їх назовні при прикладанні тиску. Кромки очищеного металу з'єднуються в результаті протікання дифузних процесів при температурах, близьких до температур плавлення основного металу. По суті процес з'єднання на завершальній стадії відбувається в твердій фазі металу шва. Отримана ширина зварного шва не перевищує 4...8 мкм. Метал шва складається з основного металу, що зварюється, збагаченого елементами активуючої речовини. Структура біляшовної зони близька до структури основного металу. Можливо виготовлення електрозварних тонкостінних спіральшовних труб з високою якістю зварного з'єднання при високій швидкості зварювання. Бібліогр. 21, табл. 3, рис. 5.

Ключові слова: тонкостінні спіральшовні труби, зварювання, струм високої частоти, прикладання тиску, активуючі речовини

INFLUENCE OF ACTIVATORS ON THE QUALITY OF SPIRALLY-WELDED PIPES, PRODUCED WITH APPLICATION OF HIGH-FREQUENCY CURRENTS

V.V. POLYKHIN, A.S. PROKOFYEV, D.V. ROMASHKO, S.V. RYMAR, R.S. GUBATYUK

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper deals with development of the technology of high-frequency welding in manufacture of thin-walled spirally-welded pipes by adding activators to the weld zone and pressure application to improve the strength characteristics of welded joint metal. Investigations are based on scientific principles of theoretical fundamentals of welding, materials science and problems of metal strength. A feature of the considered welding technology is the fact that during heating of the edges to be joined by high frequency currents the activators, having lower melting temperatures, go into the liquid state, bind surface contamination and transport it to the surface at pressure application. Edges of the cleaned metal are joined as a result of running of diffusion processes at temperatures close to base metal melting temperatures. Essentially, the process of joining at the final stage proceeds with the weld metal being in the solid phase. Obtained weld width is not greater than 4 – 8 μm. Weld metal consists of the base metal being welded, enriched in activator elements. Near-weld zone structure is close to that of the base metal. Thin-walled spirally-welded pipes can be produced with a high quality of welded joint at a high welding speed. 21 Ref., 3 Tabl., 5 Fig.

Keywords: thin-walled spirally-welded pipes, high-frequency current, pressure application, activators

Поступила в редакцію 11.09.2018

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ НАПЛАВКА СЛОЕВ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ В СТАЦИОНАРНОМ ТОКОПОДВОДЯЩЕМ КРИСТАЛЛИЗАТОРЕ

Ю. М. КУСКОВ, В. Г. СОЛОВЬЕВ, И. П. ЛЕНТЮГОВ, В. А. ЖДАНОВ

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

Изучен характер изменения электротехнических параметров процесса плавления дискретной присадки при ее порционной подаче и изменении толщины наплавленного металла в стационарном токоподводящем кристаллизаторе. Установлено, что на процесс плавления в шлаковой ванне влияют начальные значения глубины и удельной электропроводности шлаковой ванны. Введено понятие усредненного теплового уровня шлаковой ванны, характеризующее изменение физических свойств и теплового состояния ванны в результате ввода в нее порций дискретной присадки и позволяющее оптимизировать первоначальное положение наплавливаемой поверхности относительно токоведущей секции кристаллизатора. Библиогр. 5, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка, стационарный токоподводящий кристаллизатор, толщина наплавленного металла, глубина шлаковой ванны

Одним из главных преимуществ электрошлаковой наплавки (ЭШН) является возможность наплавки больших толщин металла без ухудшения качества как наплавленного металла, так и, в целом, биметаллического соединения.

Разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона секционный токоподводящий кристаллизатор (ТПК) [1–3] позволяет наплавлять слои металла практически неограниченной толщины. Для этого необходимо обеспечить относительное перемещение изделия и ТПК.

В ряде случаев нет необходимости наплавлять слишком большие толщины металла, что позволяет использовать ТПК в стационарном положении. При этом максимальная толщина наплавливаемого металла определяется не только длиной формирующей секции кристаллизатора, но и химическим составом применяемого флюса [4].

Использование стационарного ТПК значительно упрощает технологию наплавки, так как исключаются механические заклинивания кристаллизатора при его перемещении относительно наплавливаемой заготовки, проливы жидкого металла (металлической ванны) при колебаниях параметров режима наплавки, можно обеспечить лучшее формирование наплавливаемого слоя.

С электротехнической точки зрения ТПК представляет собой устройство, внутри которого происходит электрошлаковый процесс с определенным распределением токов в плавильном пространстве. Само плавильное пространство ограничивается стенками кристаллизатора и поддоном, с находящимся на нем наплавливаемым изделием. Естественно предположить, что с ростом

толщины наплавленного слоя должно происходить некоторое перераспределение токов относительно токоведущей секции ТПК (рис. 1). Эту ситуацию можно рассматривать и с другой стороны — на каком удалении от токоведущей секции следует располагать наплавливаемую поверхность, чтобы обеспечить оптимальный нагрев зоны сплавления и хорошее формирование наплавливаемого металла, что также определяется оптимальным токораспределением в шлаке. Иначе говоря, необходимо регулировать распределение рабочего тока, протекающего как вертикально вниз на из-

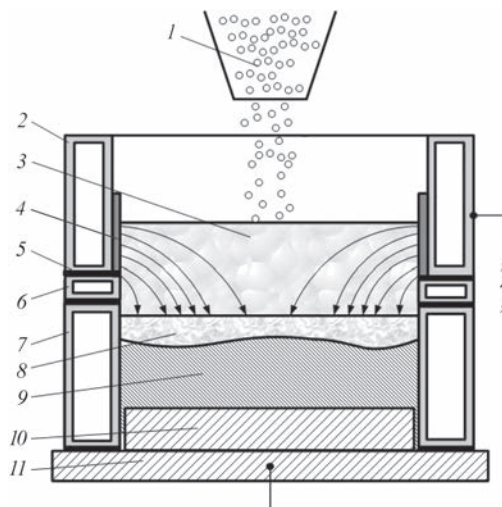


Рис. 1. Схема распределения линий электрического тока в ТПК при ЭШН дискретной присадкой: 1 — дискретная присадка; 2, 6, 7 — токоведущая, промежуточная и формирующая секции кристаллизатора, соответственно; 3 — шлаковая ванна; 4 — защитная футеровка; 5 — изоляционная прокладка; 8 — металлическая ванна; 9 — наплавленный металл; 10 — изделие; 11 — поддон

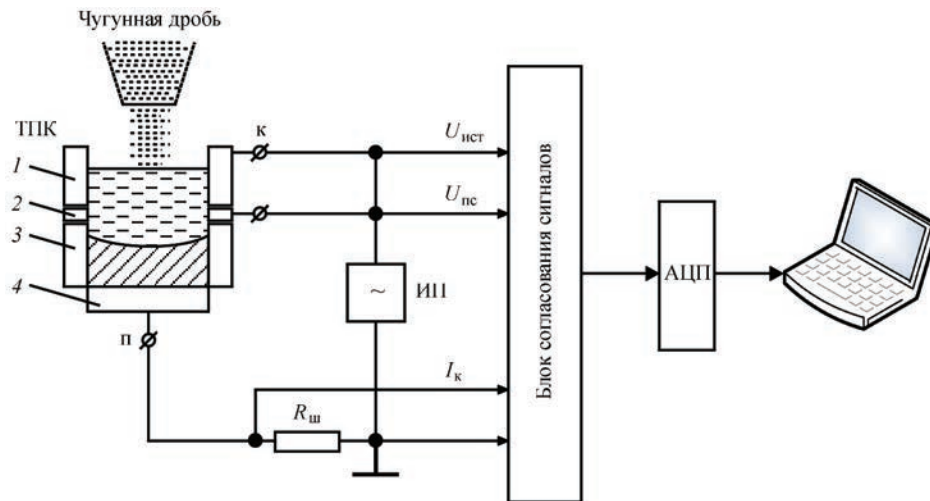


Рис. 2. Структурная схема электрических соединений при выполнении экспериментов по наплавке: К, П — клеммы подключения к токоведущей секции кристаллизатора и поддону с изделием, соответственно; ИП — источник питания; $R_{ш}$ — измерительный токовый шунт; $U_{ист}$, $U_{пс}$, I_k — сигналы пропорциональные напряжению источника питания, разности потенциалов между промежуточной секцией и поддоном, а также току кристаллизатора (поддона), соответственно; АЦП — аналого-цифровой преобразователь; 1, 2, 3 — соответственно токоведущая, промежуточная и формирующая секции кристаллизатора; 4 — поддон с изделием

делие, так и в горизонтальном направлении (горизонтальная составляющая). При этом обеспечивается прогрев верхних слоев шлаковой ванны.

Целью данной работы является исследование токораспределения в шлаковой ванне при изменяющейся в процессе наплавки толщине наплавляемого слоя, качественно характеризуемое изменением удельной электропроводности шлаковой ванны по ее глубине.

В качестве переплавляемого металла выбран наиболее перспективный наплавочный материал — дискретная присадка в виде колотой дроби из нелегированного чугуна диаметром примерно 2 мм.

Методика выполнения экспериментов была следующей. В ТПК диаметром 180 мм заливали расплавленный в графитовом тигле шлак (флюс АНФ-29) объемом, позволяющим обеспечить работоспособность ТПК, т. е. шлаковая ванна должна была омывать графитовую футеровку токоведущей секции на высоте примерно 20 мм. После стабилизации теплового состояния ванны и начала ее вращения в горизонтальной плоскости, благодаря особой конструкции ТПК, в нее порционно (четыре раза по 2 кг) с постепенной подачей каждой порции подавали наплавочную дробь. Расплавляясь, порция дроби превращалась в жидкий металл (металлическая ванна), который впоследствии кристаллизовался в виде наплавленного слоя толщиной примерно 12 мм. Первоначально расстояние между нижней кромкой токоведущей секции и поддоном с изделием $h_{мв}$ составляло 85 мм, затем, после засыпки каждой порции чугунной дроби, $h_{мв}$ уменьшалось на 12 мм. В течение всего процесса (включая периоды стабилизации шлаковой ванны после заливки рас-

плавленного шлака в кристаллизатор, изменения ее состояния при подаче дроби и вследствие роста толщины наплавляемого слоя) измеряли такие его электрические параметры как ток кристаллизатора I_k и напряжение источника питания $U_{ист}$.

Замеры и запись тока, а также напряжения проводили с помощью универсального модуля АЦП Е14-140, ноутбука Lenovo (модель Ideal Pad 4560 с 64-разрядной операционной системой) и программного обеспечения «Power Graph». На рис. 2 приведена структурная схема электрических соединений при выполнении экспериментов по наплавке. С промежуточной секции также снималось напряжение, благодаря которому контролировалась и записывалась разность потенциалов между промежуточной секцией и поддоном $U_{пс}$. В экспериментах в качестве источника питания использовался трансформатор А-622 М.

Для решения поставленной задачи рассчитывались следующие электрические параметры:

- проводимость шлаковой ванны G по каналу токоведущая секция кристаллизатора — поддон;
- удельная электропроводность σ до и после засыпки очередной порции дроби для шлаковой ванны модели конструкции замещения ТПК (рис. 3);
- условный усредненный тепловой уровень шлаковой ванны T^* .

В тепловом отношении после каждой подачи в шлаковую ванну порций присадки в ней создаются локальные температурные условия (образно говоря, «слоеный тепловой пирог»). Фиксировать эти кратковременные изменения температуры практически невозможно. Поэтому мы условно принимали расчетную усредненную (обобщенную) температуру шлака T^* , определяемую вели-

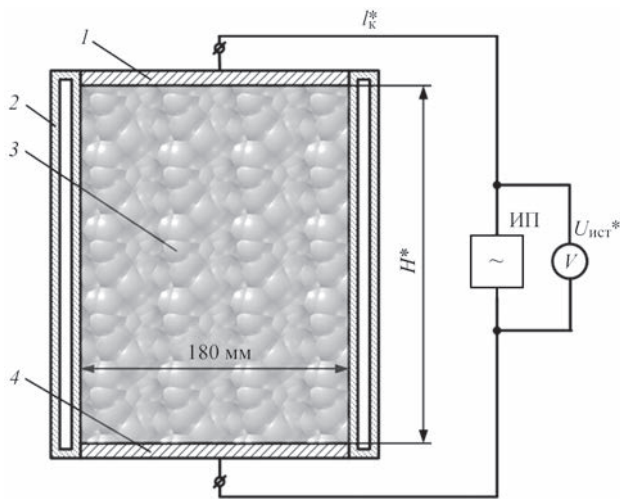


Рис. 3. Модель конструкции замещения ТПК: $U_{ист}^*$ – напряжение источника питания «модели»; I_K^* – ток кристаллизатора «модели»; H^* – высота шлаковой ванны «модели»; 1 – верхняя цилиндрическая токоподводящая пластина; 2 – водоохлаждаемая изолированная секция; 3 – шлаковая ванна; 4 – нижняя цилиндрическая токоподводящая пластина

чиной его удельной электропроводности σ до и после подачи каждой порции присадки.

Графики изменения во времени разности потенциалов между промежуточной секцией и поддоном $U_{пс}$, а также проводимости шлаковой ванны G , приведены на рис. 4. Напряжение $U_{пс}$ должно давать представление о том, как изменяется уровень металлической ванны при расплавлении дискретной присадки и считалось, что при напряжении $U_{пс} = 10 \dots 15$ В уровень ванны приближается к нижнему краю промежуточной секции кристаллизатора и необходимо заканчивать процесс наплавки. Однако эксперимент показал, что при равномерном повышении уровня металлической ванны и приближении его к промежуточной секции (на 12 мм после засыпки каждой порции дробы) на интервале $t_1 - t_2$ напряжение $U_{пс}$ быстро уменьшается, затем падение $U_{пс}$ замедляется, а после отметки времени t_4 (см. рис. 4) начинает постепенно расти. При том, что напряжение $U_{ист}$ падает (таблица) при увеличении тока I_K из-за недостаточно жесткой характеристики источника питания. Очевидно, что в данный момент происходит перераспределение соотношения проводимостей участков цепи между поддоном и промежуточной секцией, а также и между промежуточной секцией и токоведущей секцией. Проводимость между поддоном и промежуточной

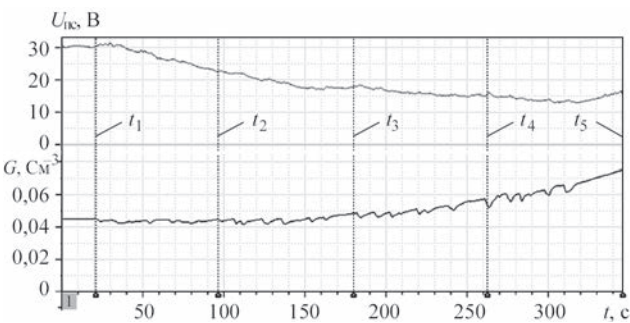


Рис. 4. Изменение во времени разности потенциалов между промежуточной секцией и поддоном $U_{пс}$ и проводимости шлаковой ванны G ; $t_1 \dots t_5$ – отметки времени

секцией объективно должна увеличиваться из-за уменьшения расстояния между ними при повышении уровня металлической ванны, а проводимость между промежуточной секцией и токоведущей секцией должна уменьшаться быстрее, чем проводимость между поддоном и промежуточной секцией. Такое возможно только при резком росте температуры шлаковой ванны на интервале после отметки t_4 . Электропроводность шлаковой ванны, которая вычисляется как $G = I_K / U_{ист}$, по своей сущности отражает среднюю (среднеинтегральную) характеристику шлаковой ванны. Электропроводность G на протяжении всего интервала времени от t_1 до t_5 увеличивалась с возрастающей скоростью (см. таблицу). Этот параметр свидетельствует о том, что энергетический уровень процесса растет, но по нему сложно оценить изменение теплового уровня.

Для оценки условного усредненного теплового уровня шлаковой ванны в течение проведения эксперимента рассчитывали удельную электропроводность σ до и после очередной засыпки порции дробы для шлаковой ванны модели конструкции замещения ТПК (рис. 3). По рассчитанным в моменты времени $t_1 \dots t_5$ значениям σ вычисляли условный усредненный тепловой уровень шлаковой ванны T^* по графику зависимости электропроводности флюса АНФ-29 от температуры, приведенной в работе [5]. Данная зависимость хорошо описывается выражением $T^* = 230,6\sigma + 991,1$. Расчет σ по модели конструкции замещения ТПК основан на том, что у «модели» равномерное электростатическое поле и при равенстве значений реального измеряемого напряжения источника $U_{ист}$ и напряжения «модели» $U_{ист}^*$, а также при равенстве реального тока I_K и тока I_K^* , удельная проводимость σ модели и

Измеряемые и расчетные показатели экспериментальной наплавки в ТПК

Засыпка чугуной дробы, метка времени	Время t , с	$h_{мв}$, мм	$U_{пс}$, В	G , См	I_K , А	$U_{ист}$, В	H^* , мм	σ , См/м	T^* , °С
Начало засыпки 1 порции, t_1	21	85	30,3	45,1	1926	42,7	166	295	1672
Начало засыпки 2 порции, t_2	96	73	22,5	44,5	1900	42,7	142	249	1565
Начало засыпки 3 порции, t_3	180	61	17,7	48,1	2020	42,0	119	224	1509
Начало засыпки 4 порции, t_4	262	49	15,0	56,6	2299	40,6	101	226	1512
Конец засыпки 4 порции, t_5	346	37	15,8	73,9	2801	37,9	91	266	1604

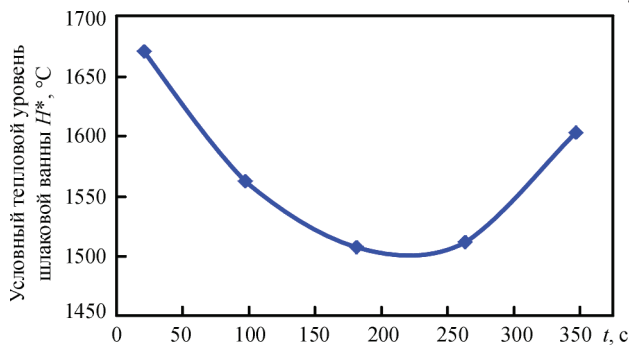


Рис. 5. Изменение условного теплового уровня шлаковой ванны в зависимости от времени при подаче порций дробы

усредненная удельная проводимость реального кристаллизатора будут равны. Для достижения указанных равенств требуется определить высоту шлаковой ванны модели конструкции замещения ТПК H^* при, соответственно, равных значениях диаметров кристаллизатора и «модели» (180 мм). Удельная электропроводность σ вычислялась как: $\sigma = GH^*/(2\pi 90^2)$. Значения H^* приведены в таблице.

Условный усредненный тепловой уровень шлаковой ванны H^* уменьшался в течение засыпки первой и второй порций дробы (рис. 5), что соответствует нашему представлению, так как каждая засыпанная порция дробы требует тепловых затрат на ее разогрев и расплавление, и если электрической мощности для этого недостаточно, то ванна охлаждается. После третьей порции дробы уровень металлической ванны поднялся до высоты, при которой ток кристаллизатора увеличился настолько, что приход и расход тепла сравнялись, температура относительно стабилизировалась. После четвертой порции дробы температура стала подниматься вверх, электропроводность шлаковой ванны стала резко увеличиваться и произошел эффект, который привел к росту U_{nc} (в интервале времени $t_4 - t_5$).

Из приведенного можно сделать вывод, что наплавку следовало проводить при начальном расстоянии между нижней кромкой токоведущей секции и поддоном $h_{mb} = 61$ мм, т. е. на таком, которое соответствовало началу засыпки третьей порции чугуна в данном эксперименте, а также при расчетном значении удельной проводимости «модели» $\sigma = 224$ См/м. Значение удельной проводимости «модели» следует поддерживать в течение

всего процесса наплавки для стабилизации качественных характеристик наплавляемого изделия путем корректировки напряжения источника питания. Кроме того, следует дополнительно изучить возможность оценки уровня металлической ванны по перепаду напряжения между промежуточной секцией кристаллизатора и поддоном, так как смена направления изменения напряжения U_{nc} (увеличение или снижение его величины) может привести к неправильной оценке оператором ситуации во время наплавки.

Таким образом, в результате выполненных исследований установлено, что для получения качественной наплавки в стационарном кристаллизаторе слоя определенной толщины следует учитывать теплофизические характеристики применяемого флюса и положение изделия относительно токоведущей секции кристаллизатора.

Список литературы

1. Kuskov Yu. M. (2003) A new approach to electrosag welding. *Welding Journal*, **4**, 42–45.
2. Кусков Ю. М. (2003) Особенности электрошлаковой наплавки зернистой присадкой в токоподводящем кристаллизаторе. *Сварочное производство*, **9**, 42–47.
3. Кусков Ю. М., Гордань Г. И., Богайчук И. Л., Кайда Т. В. (2015) Электрошлаковая наплавка дискретным материалом различного способа изготовления. *Автоматическая сварка*, **5-6**, 34–37.
4. Кусков Ю. М. (2018) Влияние состава флюса на процесс торцевой электрошлаковой наплавки с раздельной подачей присадочного материала. *Там же*, **1**, 44–49.
5. Латаш Ю. В., Фетисова Т. Я., Воронин А. Е. (1985) Исследование электропроводности и вязкости шлаков (флюсов) системы $CaF_2-CaO-Al_2O_3-SiO_2$, применяемой в электрошлаковой технологии. Сообщение 3. *Специальная электрометаллургия*, **8**, 11–17.

References

1. Kuskov, Yu.M. (2003) A new approach to electrosag welding. *Welding J.*, **4**, 42-45.
2. Kuskov, Yu.M. (2003) Peculiarities of electrosag surfacing with granular filler material in current-supplying mould. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 42-47 [in Russian].
3. Kuskov, Yu.M., Gordan, G.N., Bogajchuk, I.L., Kajda, T.V. (2015) Electrosag surfacing using discrete materials of different methods of manufacture. *The Paton Welding J.*, **5-6**, 30-33.
4. Kuskov, Yu.M. (2018) Influence of flux composition on the process of electrosag surfacing of end faces with discrete feeding of filler material. *Ibid.*, **1**, 33-37.
5. Latash, Yu.V., Fetisova, T.Ya., Voronin, A.E. (1985) Investigation of electric conductivity and toughness of slags (fluxes) of $CaF_2-CaO-Al_2O_3-SiO_2$ system used in electrosag technology: Information. *Spetsiektrometallurgiya*, **8**, 11-17 [in Russian].

ЕЛЕКТРОШЛАКОВЕ НАПЛАВЛЕННЯ ШАРІВ РІЗНОЇ ТОВЩИНИ В СТАЦІОНАРНОМУ СТРУМОПІДВІДНОМУ КРИСТАЛІЗАТОРІ

Ю. М. КУСКОВ, В. Г. СОЛОВЬОВ, І. П. ЛЕНТЮГОВ, В. О. ЖДАНОВ

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

Вивчено характер зміни електротехнічних параметрів процесу плавлення дискретної присадки при її подачі порціями та зміни товщини наплавленого металу в стаціонарному струмопідвідному кристаллизаторі. Встановлено, що на процес плавлення в шлаковій ванні впливають початкові значення глибини та питомої електропроводності шлакової ванны. Введено поняття усередненого теплового рівня шлакової ванны, що характеризує зміну фізичних властивостей і теплового

стану ванни в результаті введення в неї порцій дискретної присадки та дозволяє оптимізувати початкове положення наплавлювальної поверхні щодо струмоведучої секції кристалізатора. Бібліогр. 5, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення, стаціонарний струмопідвідний кристалізатор, товщина наплавленого металу, глибина шлакової ванни

ELECTROSLAG SURFACING OF LAYERS OF DIFFERENT THICKNESSES IN STATIONARY CURRENT-SUPPLYING MOULD

YU. M. KUSKOV, V.G. SOLOVIEV, I.P. LENTYUGOV, V.A. ZHDANOV

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

Studied was a nature of change of electro-technical parameters of process of discrete filler melting in its portion feed in a stationary current-supplying mould. It is determined that the process of melting in a slag pool is effected by initial values of depth and specific electric conductance of the slag pool. Initially set average thermal level of the slag pool and stabilization of the process can be provided by means of correction of power source voltage. The method was proposed for selection of optimum position in the current-supplying mould of surface of part being deposited depending on used working flux. Ref. 5, Tabl. 1, Fig. 5.

Keywords: electroslag surfacing, stationary current-supplying mould, deposited metal thickness, slag pool depth

Поступила в редакцію 27.06.2018

Міжнародна конференція «Сучасні методи та засоби неруйнівного контролю і технічної діагностики»

10-14 вересня 2018 р. в Одесі в готелі «Курортний» відбулась XXII міжнародна конференція «Сучасні методи та засоби неруйнівного контролю та технічної діагностики», яка була організована Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона, Українським товариством неруйнівного контролю і технічної діагностики та Міжнародною Асоціацією «Зварювання». Інформаційну підтримку конференції надали журнали «Автоматическая сварка» та «Техническая диагностика и неразрушающий контроль».

В роботі конференції взяли участь біля 150 учених та спеціалістів з України, Німеччини, Франції, Великої Британії, США, Грузії та Росії. Було заслухано 51 доповідь, 15 коротких повідомлень, проведені дискусії з проблемних питань неруйнівного контролю. Одночасно працювала велика виставка засобів неруйнівного контролю та технічної діагностики, на якій 10 провідних підприємств України демонстрували свої найкращі розробки останніх років та пропонували передові технології.

Генеральним спонсором конференції був Український НДІ неруйнівного контролю. УкрНДІНК разом з НВФ «Ультракон-сервіс» та НВФ «Промприлад» є провідним в Україні виробником дефектоскопів та автоматизованих установок для ультразвукового, вихрострумового, магнітного контролю, товщинометрії, твердометрії, акустичної емісії та ін.

Спонсори конференції:

- НВП «ІНТРОНСЕТ» (Київ) — прилади для технічного та екологічного контролю, обстеження будинків та споруд, ремонтні матеріали та інструменти.

- ТОВ «Хімлаборреактив» (Бровари, Київська обл.) — багатопрофільна компанія, що комплексно оснащує лабораторії (обладнання, меблі, реактиви, посуд і т. п.). Департамент неруйнівного контролю пропонує лінійку найсучасніших дефектоскопів для ультразвукового і вихрострумового контролю та аналізу матеріалів і захисних покриттів.

- компанія ОНІКО (Київ) — багатопрофільна компанія, що пропонує медичну продукцію, обладнання для водопостачання, тренажери, та учбові стимулятори та засоби неруйнівного контролю провідних світових виробників.

- компанія УКРІНТЕХ (Харків) — виробництво і поставки випробувального обладнання для неруйнівного контролю, металографії, вібродіагностики.

Окрасою конференції була виставка засобів неруйнівного контролю і технічної діагностики. Оргкомітету вдалося зібрати в одному місці всіх основних виробників і постачальників засобів неруйнівного контролю в Україні. На десяти стендах було представлено обладнання і матеріали для найпристосованіших фахівців.

Крім спонсорів, що названі вище, у виставці також взяли участь НВФ «Ультракон», НВФ «Діагностичні прилади», ТОВ «Харків-прилад», НВЦ «Діагностика і контроль», НВЦ «Промтехнологія», NOVOTEST, ТОВ «Мелітек-Україна».

Оргкомітет конференції НКДТД планує провести наступну конференцію в Одесі у 2020 р.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ГАЗОТЕРМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ РЕЗИСТИВНЫХ ПОКРЫТИЙ (ОБЗОР)

Ю. С. БОРИСОВ, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, С. Н. КАЛЮЖНЫЙ, Е. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

В обзоре рассмотрен опыт использования газотермических методов напыления при изготовлении резистивных покрытий, а также применения соответствующих материалов, содержащих различные сплавы и оксиды. Приведены положительные результаты получения методом плазменного напыления резисторов, обеспечивающих ресурс работы более 10 тыс. ч при температуре 150 °С. Рассмотрены примеры практического нанесения методами газотермического напыления резистивно нагревательных элементов непосредственно на рабочих поверхностях деталей, требующих подогрева до 400...500 °С. Показано эффективное применение газотермического напыления резистивных покрытий на изделиях электронной промышленности, специфика которых связана с обеспечением нагрева локальных участков с минимальным термическим влиянием на подложку. Отмечены преимущества и перспективы разработок технологии газотермического напыления при получении резистивных покрытий в различных областях техники (электротехнике, электронике, приборостроении и др.). Библиогр. 17, рис. 6.

Ключевые слова: резистивные покрытия, газотермическое напыление, резистор, резистивно нагревательный элемент, электроника, электротехника

Перечень покрытий, которые могут быть нанесены с использованием методов газотермического напыления (ГТН), обусловлен возможностью нагрева напыляемых материалов до стадии плавления или высокой пластичности. К настоящему времени накоплен опыт получения методами ГТН покрытий из материалов с различными физико-химическими, физико-механическими, теплофизическими, электрофизическими, оптическими и другими свойствами. Благодаря этому имеется широкая область функционального назначения газотермических покрытий. Они могут быть износостойкими, коррозионностойкими, теплозащитными, в том числе иметь различные электрофизические свойства. Развитие работ в этом направлении позволило применить эти покрытия в области электротехники, электроники, радиотехники и приборостроения [1, 2]. Дальнейшее развитие работ в этой области техники является перспективным [3, 4].

Одним из основных направлений разработок в области функциональных газотермических покрытий со специальными электрофизическими характеристиками является создание покрытий с резистивными свойствами. К данным покрытиям предъявляют соответствующие требования:

- высокое удельное сопротивление;
- малый температурный коэффициент термического расширения;
- способность длительно работать при повышенных температурах с сохранением свойств;
- стабильный фазовый состав;

- минимальная пористость;
- равномерность покрытия по толщине;
- высокая прочность сцепления с основой.

При рассмотрении опыта разработок, связанных с формированием газотермических покрытий с резистивными свойствами, выделяется группа работ, связанных с применением в качестве материала для напыления сплава X20H80, известного своими резистивными свойствами, с целью определения степени удовлетворения указанным выше требованиям этих материалов в состоянии напыленного покрытия.

Первые работы в этом направлении были выполнены в 1976 г. в Дрексельском университете (США) с измерением влияния размера напыляемых частиц на удельное сопротивление плазменно напыленных покрытий из порошка NiCr [5].

Сотрудниками State University of New York at Stony Brook (США) были проведены работы по изготовлению резистивно нагревательных элементов (РНЭ) для кухонных электроплит, показана возможность нагрева до 600 °С за 1 мин и стабильность удельного сопротивления РНЭ из NiCr (80/20) до 900 °С [6].

Результаты исследования процесса получения и свойств РНЭ в виде лент, где нанесение слоя Ni20Cr проводили методами атмосферного плазменного (APS), вакуумного плазменного (VPS), высокоскоростного газоплазменного напыления (HVOF), были представлены Массачусетским технологическим институтом (США) [7]. На основу

ленты наносился электроизоляционный керамический слой, а затем резистивное покрытие толщиной 75...300 мкм. Было показано преимущество методов VPS и HVOF в связи с более плотной, равномерной по толщине и чистоте микроструктурой покрытия.

Детальное исследование свойств резисторов, полученных методами плазменного и высокоскоростного газопламенного напыления с использованием порошков Ni и Ni20Cr, было выполнено в Modena University (Италия) [8]. Установлено влияние циклического нагрева и охлаждения на стабильность характеристик этих резисторов.

Обширный комплекс исследований по применению композиционных газотермических покрытий в качестве функциональных при изготовлении пленочных нагревателей был выполнен в Штутгартском университете (Германия) [9]. Нанесение покрытий из порошков и проволок NiCr, Fe13Cr, FeCrAl проводили методами APS, HVOF и электродугового напыления. Проведено исследование связи электрических свойств и долговечности работы нагревателей со структурой и свойствами напыленных слоев.

Разработка технологии ГТН при изготовлении резистивных датчиков контроля температуры лопаток газовых турбин проведена Siemens Power Generation (Германия) и MesoScribe Technologies (США) [10, 11]. Сенсорные NiCr датчики, размещенные непосредственно на рабочих поверхностях лопаток, обеспечивают постоянный температурный контроль их состояния (рис. 1).

Нанесение газотермическими методами нагревателя непосредственно на рабочую поверхность обеспечивает существенное повышение

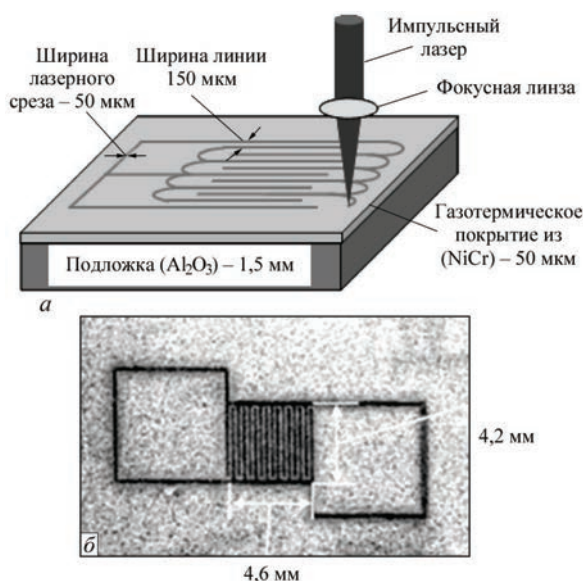


Рис. 1. Схема получения датчиков высокой четкости с использованием газотермического покрытия из NiCr с последующим оплавлением CAD-лазером (а) и пример датчика микронагревательного элемента (б)

эффективности теплопередачи до 96 %. Институтом проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины в свое время были разработаны такие РНЭ, нанесенные методом ГТН [12]. Композиционные РНЭ состояли из электроизоляционного покрытия на основе оксида алюминия или же алюмомagneзиевой шпинели толщиной 300...600 мкм в зависимости от условий эксплуатации и резистивно-нагревательного слоя на основе порошков нихрома, никеля и их сплавов толщиной 100...200 мкм. РНЭ возможно эксплуатировать до температур нагрева 400...500 °С. Приведен пример вентиля Ду-100, устанавливаемый на линию транспортировки серы с рабочей температурой 180 °С (рис. 2).

Такие РНЭ, напыленные на поверхности вентиля, задвижек, обеспечивают стабильные, высокие эксплуатационные характеристики при наружной установке и работе в неблагоприятных условиях. Применение резистивного материала NiO/Fe₃O₄ с хорошей стабильностью электрических свойств при повышенных температурах позволяет изготавливать резисторы методом плазменного напыления для целого ряда изделий электронной промышленности [13]. Результаты продолжительности стабильной работы резисторов, полученных методом плазменного напыления из смеси (NiO/Fe₃O₄ 55/45), в течение 10 тыс. ч, проведенных на воздухе при 150 °С, для резисторов с величиной сопротивления 340 Ом показаны в виде гистограммы (рис. 3). Из рисунка видно, что изменение сопротивления всегда меньше 10 %, а среднее отклонение для большинства резисторов равно 5 %, что соответствует техниче-

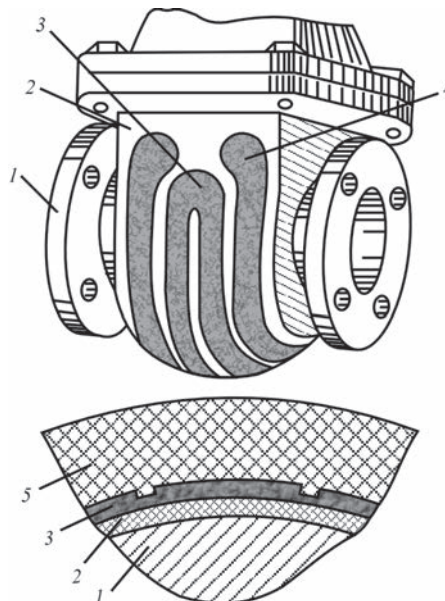


Рис. 2. Корпус задвижки с напыленным нагревательным элементом [12]: 1 — корпус; 2 — электроизоляционный слой; 3 — резистивная дорожка; 4 — подводящий электрический контакт; 5 — дополнительный внешний электроизоляционный слой

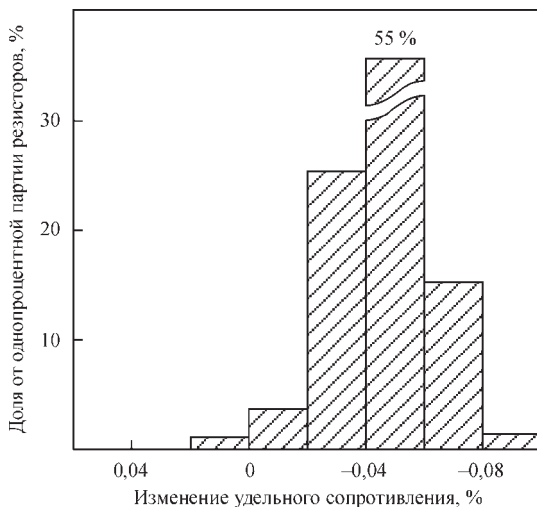


Рис. 3. Изменение удельного сопротивления партии резисторов после 10 тыс. ч эксплуатации при 150 °C на воздухе

ским условиям — 2 % на 1000 ч работы. Изменение состава порошка и толщины пленки позволяет выдерживать величину термического коэффициента расширения в пределах $200 \cdot 10^{-6}$ Ом/°C, что соответствует значению для резисторов, полученных трафаретной печатью.

Преимущество ГТН при нанесении резистивных покрытий состоит в высокой механической прочности покрытий, полученных плазменным напылением, а также возможности уменьшить производственные расходы за счет использования недорогих подложек и материалов покрытия, в изготовлении резистивных пленок для интегральных схем, сопротивление которых может варьироваться от десятых долей Ома, до нескольких МОм. Другие преимущества ГТН перед методом трафаретной печати с нанесением пасты, где операция вжигания ведет к повышению трудоемкости и ограничивает выбор основ с требованием использования недешевой тугоплавкой керамики, позволяют плазменному напылению как методу изготовления толстопленочных покрытий для микроэлектроники значительно расширять практическое использование электронных регуляторов напряжения. В частности, использование резистивных покрытий в автомобилестроении требует учета условий эксплуатации: температурный диапазон окружающей среды от -40 до 110 °C с рез-

кими колебаниями температуры; изменении влажности; вибрационные усилия до 30 г; стойкость к целому ряду загрязняющих материалов, включая бензин, дизельное топливо, моющие средства, антифризы, пыль, соль; абразивное воздействие песка; грибковые образования. В связи с этим применение плазменного напыления при изготовлении микросхем значительно позволяет увеличить надежность их эксплуатации в условиях вибрации, колебаний температуры и влажности, что позволит использовать их в автомобилестроении (создание электронных регуляторов скорости, управления стеклоочистителем переднего стекла, систем впрыска топлива и зажигания).

В Институте керамических технологий и систем Фраунгофера (Германия) получены РНЭ из TiO_2 , наносимого методами HVOF и APS с толщиной резистивного покрытия от 100 до 200 мкм в виде плоского и трубчатого нагревателя с температурой нагрева 300 °C (рис. 4). [14]. Электроизоляционные свойства были получены за счет нанесенного слоя шпинели толщиной до 300 мкм.

По результатам работы были сделаны выводы о дальнейшем развитии исследования с нанесением покрытий с резистивными свойствами из смеси 20 % Cr_2O_3 – TiO_2 для повышения рабочей температуры нагрева свыше 300 °C.

В ИЭС им. Е. О. Патона были получены образцы РНЭ из многослойных покрытий, которые были нанесены на стальную основу методом микроплазменного напыления (рис. 5) [15].

Для формирования узких резистивных дорожек использовали порошок TiO_2 с размером частиц 15...40 мкм. Для электроизоляции резистивных дорожек от стальной основы на последнюю был предварительно нанесен подслой из порошка Al_2O_3 с размером частиц -40 мкм. Проведенные испытания резистивных нагревательных элементов показали их работоспособность до температуры 230 °C, при удельной мощности 75 В (рис. 6).

Государственным научно-производственным объединением порошковой металлургии (ГНПО ПМ) (Республика Беларусь) методом плазменного напыления были изготовлены РНЭ с использованием покрытий из хромита лантана (LaCrO_3) [16].

Данный материал позволяет повысить рабочую температуру РНЭ до 1800 °C. РНЭ из LaCrO_3 комплектовали электропечи для испытания и обработки керамических изделий из тугоплавких металлов, что позволило не только достичь более высоких температур нагрева, но и заменить РНЭ из карби-

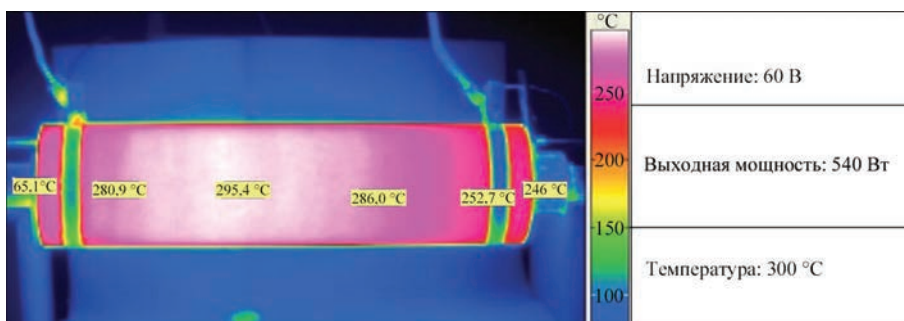


Рис. 4. Тепловое распределение температуры нагретого трубчатого РНЭ [14]

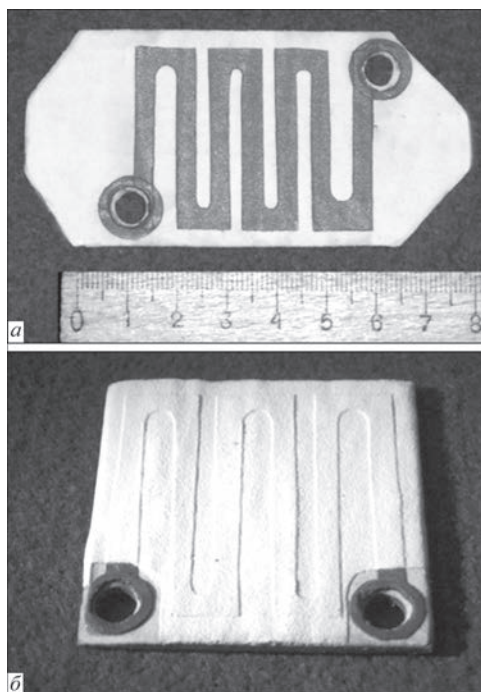


Рис. 5. Резистивный нагревательный элемент: а, б — соответственно, двухслойное и трехслойное покрытие из Al_2O_3 и TiO_2

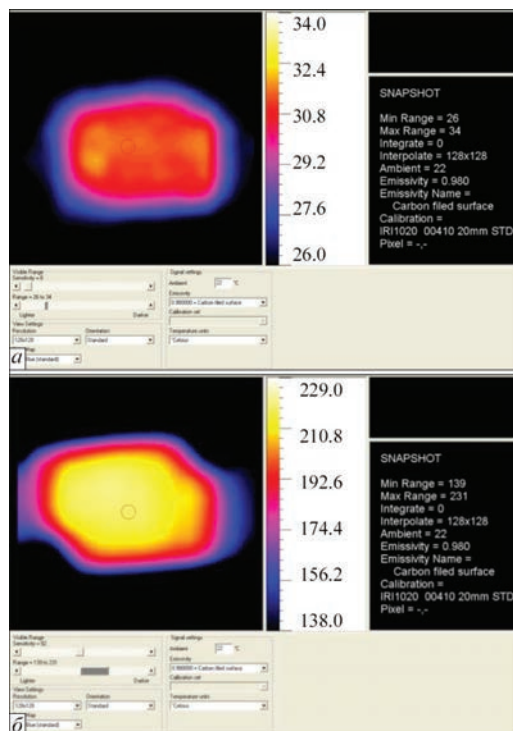


Рис. 6. Распределение тепла по резистивным дорожкам из TiO_2 в зависимости от времени (а — начальная температура нагрева; б — конечная)

да кремния с многократным продлением срока их службы в электропечах с температурой нагрева до 1450°C [17].

Выводы

1. Для газотермического нанесения резистивных покрытий использованы методы атмосферного (APS) и вакуумного (VPS) плазменного, высокоскорост-

ного газопламенного напыления (HVOF). Лучшие результаты по качеству и долговечности таких резистивных покрытий получены в случае применения VPS и HVOF вследствие формирования более плотной и чистой микроструктуры напыленных слоев.

2. В качестве материалов для напыления резистивных покрытий применены порошки сплавов NiCr, NiAl, FeCr, FeCrAl. Наиболее распространенным является получение резистивного покрытия из сплава X20H80. Перечень использованных керамических материалов включает Al_2O_3 , MgAl_2O_3 — для нанесения электроизоляционных покрытий, TiO_2 , LaCrO_3 , MoSi_2 , SiC — для изготовления нагревателей, $\text{NiO/Fe}_3\text{O}_4$, шпинель Mn-Co-Ni-O — для элементов микросхем.

3. Практическое назначение газотермического напыления резистивных покрытий состоит в изготовлении нагревателей и компонентов микросхем (резистор, термистор, позистор), а также сенсоров и датчиков различного функционального назначения.

4. Примерами опробованного практического применения газотермического нанесения резистивных покрытий служит нанесение резистивного нагревателя на рабочую поверхность агрегата, прибора, устройства, что обеспечивает повышение эффективности теплопередачи до 96 %; изготовление плоских и трубчатых нагревателей, изготовление микросхем с повышенной механической прочностью, в частности, для перспективного применения в автомобилестроении в качестве электронных регуляторов скорости, систем впрыскивания топлива, зажигания и др. Применение газотермического нанесения при изготовлении резистивных пленок для интегральных схем позволит уменьшить производственные расходы, снизить затраты на подложки и материалы покрытия.

Список литературы/References

- Борисов Ю. С., Борисова А. Л. (1986) *Плазменные порошковые покрытия*. Киев, Техника.
Borisov, Yu.S., Borisova, A.L. (1986) *Plasma powder coatings*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
- Лясников В. Н., Украинский В. С., Богатырев Г. Ф. (1985) *Плазменное напыление покрытий в производстве изделий электронной техники*. Саратов, Изд-во Сарат. ун-та.
Lyasnikov, V.N., Ukrainsky, V.S., Bogatyrev, G.F. (1985) *Plasma spraying of coatings in production of electronic engineering products*. Saratov, Izd-vo Sarat. Un-ta [in Russian].
- Sanjay Sampath. (2010) Thermal spray applications in electronics and sensors: past, present, and future. *Journal of Thermal Spray Technology*, 19(5), 921–949.
- Vardelle A., Vardelle A., Moreau C. et al. (2016) The 2016 Thermal Spray Roadmap. *Ibid*, 25, 8, 1376–1440.
- Smyth R.T., Andersen J. C. (1976) Electronic Circuit Production by Arc Plasma Spraying. *Proc. of International Thermal Spray Conference, American Welding Society*. Miami, FL, pp. 456–463.
- Mac Crone R. K., Herman H. (1984) *Thermal Spray Fabrication of Electrical Conductor*. Insulator Systems,

- Rensselaer Polytechnic and State University of New York at Stony Brook.
7. Michels D., Hadeler J., Lienhard J. H. (1998) High-Heat-Flux Resistance Heaters from VPS and HVOF Thermal Spraying. *Exp. Heat Transfer*, **11**, 341–359.
 8. Prudenziati M., Gualtieri M. L. (2008) Electrical Properties of Thermally Sprayed Ni- and Ni20Cr-Based Resistors. *Journal of Thermal Spray Technology*, **17**, 3, 385–394.
 9. Killinger A., Gadow R. (2006) Thermally Sprayed Coating Composites for Film Heating Devices. *Adv. Sci. Technol.*, **5**, 1230–1239.
 10. Mitchell D., Kulkarni A., Roesch E. et al. (2008) Development and F-Class Industrial Gas Turbine Engine Testing of Smart Components with Direct Write Embedded Sensors and High Temperature Wireless Telemetry. *Proc. ASME Turbo Expo 2008: Power for Land, Sea and Air, June 9–13 Berlin 2008*, Germany, GT2008-51533.
 11. Liang S., Ravi B. G., Sampath S., Gambino R. J. (2006) Microstructure and Electrical Characteristics of Plasma Sprayed Thick Film Mn–Co–Ni Oxide Thermistor. *Materials Research Symposia Proceedings, State University of New York at Stony Brook*, 900E, 0900-O06-41.1-6.
 12. Гриффен Л. А., Дядечко А. Г. и др. (1990) Нагревательные элементы для арматуры, получаемые методом газотермического напыления порошков. *Порошковая металлургия*, **5**, 102–104.
Griffen, L.A., Dyadchko, A.G. et al. (1990) Heating elements for fittings produced by thermal powder spraying. *Poroshk. Metallurgiya*, **5**, 102–104 [in Russian].
 13. Smyth R. T., Anderson J. C. (1976) Electronic circuit production by arc plasma spraying. *ITSC: 8-th International Thermal Spraying Conference, September 28–October 1, Miami Beach*, pp. 456–463.
 14. Scheitz S., Toma F.-L., Berger L.-M. et al. (2011) Thermally sprayed multilayer ceramic heating elements. *Thermal spray bulletin*, **4**, 2, 88–92.
 15. Borisov, Yu.S., Vojnarovich, S.G., Kislitsa, A.N. et al. (2018) Application of the method of microplasma spraying for manufacturing resistance heating element. *The Paton Welding J.*, **2**, 33–37.
 16. Достанко А. П., Кундас С. П., Бордусов С. В. и др. (2001) Плазменные процессы в производстве изделий электронной техники. В 3-х т. Т. 3. Достанко А. П., Витязь П. А. (ред.). Минск, ФУ Аинформ, сс. 175–177.
Dostanko, A.P., Kundas, S.P., Bordusov, S.V. et al. (2001) *Plasma processes in manufacturing of electronic engineering products*. In: 3 Vol. Vol. 3: Ed. by A.P. Dostanko, P.E. Vityaz. Minsk, FU Ainform, 175–177 [in Russian].
 17. Барыкин Б. М., Гордон В. Г., Романов А. И. и др. (1980) Исследования керамических нагревательных элементов на основе легированного хромита лантана. *Электротехнич. промышл. Электротехнич. мат-лы*, **2**, 6–8.
Barykin, B.M., Gordon, V.G., Romanov, A.I. et al. (1980) Investigation of ceramic heating elements based on alloyed lanthanum chromite. *Elektrotekhnich. Promyshl. Elektrotekhn. Mat-ly*, **2**, 6–8 [in Russian].

ЗАСТОСУВАННЯ МЕТОДІВ ГАЗОТЕРМІЧНОГО НАПИЛЕННЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ РЕЗИСТИВНИХ ПОКРИТТІВ (ОГЛЯД)

Ю. С. БОРИСОВ, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, О. М. КИСЛИЦА, С. М. КАЛЮЖНИЙ, Є. К. КУЗЬМИЧ-ЯНЧУК

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

В огляді розглянуто досвід використання газотермічних методів напылення при виготовленні резистивних покриттів, а також застосування відповідних матеріалів, що містять різні сплави та оксиди. Наведені позитивні результати одержання методом плазмового напылення резисторів, що забезпечують ресурс роботи більш 10 тис. год. при температурі 150 °С. Розглянуто приклади практичного нанесення методами газотермічного напылення резистивно нагрівальних елементів безпосередньо на робочих поверхнях деталей, що вимагають підігріву до 400...500 °С. Показано ефективне застосування газотермічного напылення резистивних покриттів на виробх електронної промисловості, специфіка яких пов'язана із забезпеченням нагрівання локальних ділянок з мінімальним термічним впливом на підложку. Відзначені переваги й перспективи розробок технології газотермічного напылення при одержанні резистивних покриттів у різних областях техніки (електротехніці, електроніці, приладобудуванні та ін). Бібліогр. 17, рис. 6.

Ключові слова: резистивне покриття, газотермічне напылення, резистор, резистивно нагрівальний елемент, електроніка, електротехніка

APPLICATION OF THERMAL SPRAYING METHODS FOR MANUFACTURE OF RESISTANT COATINGS (REVIEW)

YU.S. BORISOV, S.G. VOINAROVYCH, O.M. KYSLITSIA, S.M. KALIUZHNYI, Ye.K. KUZMYCH-IANCHUK

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 review describes the experience of applying thermal spraying methods in manufacture of resistive coatings, as well as the use of appropriate materials containing different alloys and oxides. The positive results of producing resistors by the method of plasma spraying were obtained, providing a service life of more than 10 thou. h. at a temperature of 150 °C. The examples of practical application of resistive heating elements directly on the working surfaces of parts, requiring preheating to 400...500 °C, by the methods of thermal spraying were considered. The effective application of thermal spraying of resistive coatings on the products of electronic industry is shown, the specificity of which is associated with providing heating of local areas with a minimal thermal effect on the substrate. The advantages and prospects of developments of thermal spraying technology in preparation of resistive coatings in different fields of engineering (electrical engineering, electronics, instrument engineering, etc.) are noted. 17 Ref., 6 Fig.

Keywords: resistive coatings, thermal spraying, resistor, resistive heating element, electronics, electrical engineering

Поступила в редакцію 05.10.2018

ОН-ЛАЙН ЗАХИСТ МАГІСТЕРСЬКОЇ РОБОТИ

7 серпня 2018 р. відбувся перший в історії зварювального факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського он-лайн захист магістерської роботи, виконаної Юрієм Єгоровим в рамках проекту подвійного диплому з Федеральним університетом м. Уберландія (Бразилія). Також слід зазначити, що вперше захист проводила комісія, до складу якої увійшли представники не тільки різних університетів, а й різних країн: Бразилії, Швеції та України.

Магістерська робота була присвячена аддитивному виробництву деталей із алюмінієвих сплавів, а саме — пошук можливих та технологічно доцільних способів боротьби з проблемами, які виникають при цьому.

У роботі висвітлено результати трьох етапів досліджень:

- вивчення механізмів росту стовпчастих кристалів при пошаровому наплавленні алюмінієвого сплаву та попередження цього явища за рахунок застосування різних схем руху пальника;

- вивчення механізмів утворення крупнозернистої структури при пошаровому наплавленні та вплив на розмір зерен за рахунок введення нанорозмірних компонентів;

- визначення так званих технологічних вікон – комбінацій параметрів режиму зварювання, на яких можливе отримання якісного виробу та вивчення впливу вказаних параметрів на розміри наплавленого шару.

Проблема наскрізного росту стовпчастих кристалів при пошаровому наплавленні виникає не тільки при виготовленні конструкцій із алюмінієвих сплавів. У загальному випадку така структура погіршує механічні властивості виробів. Для боротьби із даним явищем було проведено ряд експериментів, у ході яких дуговим пошаровим наплавленням у середовищі захисного газу виготовляли стінку шириною в один прохід. При цьому застосовували три варіанти переміщення зварювального пальника: одностороннє (наплавлення шару, повернення на початок, наплавлення другого шару і т. д.), двостороннє (наплавлення шару, зміна напрямку руху, наплавлення другого шару з кінця на початок і т. д.) та так звану back-step технологію, при якій пальник при наплавленні рухається на крок вперед, потім повертається на півкроку назад і т. д. Встановлено, що найбільш інтенсивний наскрізний ріст кристалів спостерігається при односторонньому наплавленні, причому значною мірою процес залежить від міжпрохідної температури, що, в свою чергу, відображається на продуктивності виробництва. При двосторонньому русі пальника кінці та середина стінки суттєво відрізняються за структурою через відмінності температур на початку наплавлення. Найкращі результа-



Перший в історії зварювального факультету КПІ ім. Ігоря Сікорського он-лайн захист магістерської роботи

ти отримано із використанням back-step технології із кроком 100 мм.

Експерименти з керування розміром зерен були проведені на Ст–Ni сталі. Для подрібнення структури наплавленого шару перед кожним проходом на поверхню попереднього валика наносили нанорозмірний оксид кремнію. У подальшому він слугував модифікатором структури при кристалізації металу, що наплавлявся. Раніше подібні дослідження виконували для покращення структури покриття при наплавленні та відновленні властивостей поверхонь деталей машин.

Встановлено, що подібний технологічний прийом сприяє подрібненню структури валиків та покращує механічні властивості виробу. Однак така технологія не може бути ефективно застосованою в умовах виробництва внаслідок значного зниження продуктивності процесу наплавлення та у зв'язку з цим потребує вдосконалення.

Технологічні вікна було визначено для виготовлення пошаровим наплавленням стінки шириною в один прохід. У ході експериментів дослідили, по-перше, граничні значення параметрів режиму дугового наплавлення, при яких взагалі можливе отримання суцільних валиків. Наплавлення виконували з одностороннім рухом пальника.

В межах встановлених режимів додатково дослідили вплив комбінацій параметрів на розміри виробу. Так, із зміною швидкості наплавлення та струму дуги змінюється одночасно ширина та висота шарів, що наплавляються. Відповідно, залежно від необхідної за вимогами технічної документації товщини стінки можливо підібрати в рамках технологічного вікна оптимальний режим. Додатково дослідили вплив параметрів режиму на нерівномірність наплавленого валика по його довжині. У загальному випадку початкова ділянка стінки виявляється вищою та вужчою від кінцевої за рахунок відмінностей у температурах поверхні, на яку наплавляють валик.

Є. П. Чвертко, канд. техн. наук

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

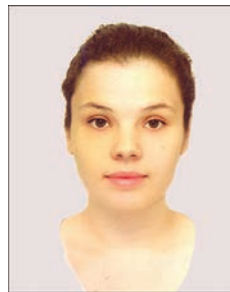
**Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона
НАН України**



М. О. Пащин (Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України) захистив 26 вересня 2018 р. докторську дисертацію на тему «Метод електродинамічної обробки для регулювання напружено-деформованого стану зварних з'єднань».

Дисертацію присвячено актуальній науково-прикладній проблемі розробки наукових засад регулювання напружено-деформованого стану шляхом застосування процесу електродинамічної обробки (ЕДО), який полягає у одночасній дії імпульсного електричного струму і ударного навантаження. Створені нові електромеханічні прилади комбінованої дії для ЕДО. Визначено, що ЕДО сплаву АМг6 і сталі Ст3 забезпечує релаксацію залишкових зварювальних напружень та підвищення механічних характеристик внаслідок упорядкування дислокаційної структури, збільшення в'язкої складової руйнування та підвищення твердості. ЕДО сприяє зменшенню прогинів конструкцій за рахунок витрат енергії на порядок нижче, ніж при тепловому правленні та ударному з підігрівом. Розроблено математичну модель процесу ЕДО, в рамках якої встановлено аналітичні залежності для розрахунку параметрів ефективної пластичної деформації та визначено кінетику хвиль напружень, які є вихідними даними для розрахунку режимів ЕДО, що забезпечують релаксацію залишкових зварювальних напружень. Розроблено технології ЕДО з метою підвищення довговічності, точності виготовлення і зміцнення елементів корпусів суден і стрингерів крила літака із алюмінієвих сплавів АМг6, 1561 і Д16, проміжних корпусів авіадвигунів Д-36 із магнієвого сплаву МЛ10.

**Інститут електросварки ім. Е. О. Патона НАН
України**



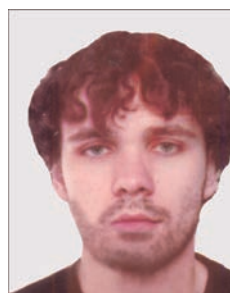
Глушко А. В. (Національний технічний університет «Харківський політехнічний інститут» МОН України) захистила 10 жовтня 2018 г. кандидатську дисертацію на тему «Повищення довговічності експлуатації сварних з'єднань паропроводів із теплостійких перлитних сталей».

Дисертація присвячена дослідженню структурних змін, які відбуваються в металі сварних з'єднань паропроводів, які тривале час експлуатуються в умовах польової роботи. Структурні зміни обумовлюють зниження механічних властивостей і призводять до пошкодження і руйнування металу сварних з'єднань. Виявлення особливостей структурних змін дозволило зменшити інтенсивність їх проходження, що призводить до збільшення терміну експлуатації сварних з'єднань.

Особливості структурних змін досліджували шляхом вивчення фізико-хімічних процесів, що відбуваються в металі сварних з'єднань, і забезпечують структурні зміни. В дослідженні використовували теорію дислокацій. Виявили зв'язок між початковою структурною неоднорідністю і інтенсивністю структурних змін, що дозволило оптимізувати структуру сварних з'єднань. Встановили залежність між структурним станом і пошкоджуваністю сварних з'єднань.

Практичне використання результатів досліджень дозволяє збільшити термін експлуатації сварних з'єднань паропроводів, які обробляють своїм парковим ресурсом.

**Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона
НАН України**



Хохлов М. А. (Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України) захистив 10 жовтня 2018 р. кандидатську дисертацію на тему «Особливості формування біметалевих з'єднань з пористих сплавів алюмінію та монолітних магнієвих сплавів».

Робота присвячена визначенню оптимального способу отримання біметалевого матеріалу з монолітних магнієвих сплавів системи Mg-Al-Zn та пористого алюмінію систе-

ми Al–Mg–Zn. Досліджено вплив активації галієм при різних умовах зварювання на мікроструктуру, хімічний, фазовий склад і механічні властивості дифузійної зони з'єднань.

Встановлено, що при дифузійному зварюванні пористого алюмінію з монолітними магнієвими сплавами, в умовах вакууму зі швидкістю $V = 5 \text{ }^{\circ}\text{C/хв}$ та без вакуумування зі швидкістю $V = 100 \text{ }^{\circ}\text{C/хв}$, в стику формуються дифузійні зони загальною шириною, відповідно, 300 та ~70 мкм з однаковим хімічним складом і властивостями. Збоку магнієвого сплаву формується дифузійна зона шириною, відповідно, 85... 100 та 50...60 мкм, в якій формується інтерметалід Mg_5Ga_2 . Дифузія галію в алюмінієві сплави супроводжується зниженням мікротвердості при-

контактної зони з 1,3 до 0,8 ГПа та модуля Юнга від 70 до 36 ГПа, а в магнієві сплави — збільшенням мікротвердості приконтактної зони від 1,2 до 3 ГПа, та модуля Юнга від 42 до 73 ГПа. Методом комп'ютерного моделювання показано як змінюється дифузійна зона магнієвого сплаву за рахунок формування інтерметалідних фаз Mg_5Ga_2 та границь між гексагональною граткою магнію та орторомбічною граткою фази Mg_5Ga_2 .

Визначено оптимальний режим зварювання — температура $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$, тиск 5 МПа, тривалість 5 хв, щільність струму $0,8 \text{ А/мм}^2$. Міцність на зріз отриманих зразків біметалевого матеріалу складає 25,8...26,5 МПа, що є задовільним для з'єднань подібного типу.

Подписка – 2019 на журнал «Автоматическая сварка»

www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as

Подписной индекс 70031

Украина		Зарубежные страны	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
990 грн.	1980 грн.	90 дол. США	180 дол. США
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.			



Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств:

ДП «Преса», «Пресцентр», «Меркурий» (Украина); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (Россия); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).

Подписка – 2019 на журнал «The Paton Welding Journal»

www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj

Подписной индекс 21971



Украина		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год
2400 грн.	4800 грн.	192 дол. США	384 дол. США
В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.			

Правила для авторов, лицензионные соглашения, архивные выпуски журналов на сайте издательства www.patonpublishinghouse.com.

В 2019 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2017 гг. в формате *.pdf.

Реклама в журналах «Автоматическая сварка» и «The Paton Welding Journal»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вкладышах следующих размеров

- ♦ Первая страница обложки, 190×190 мм
- ♦ Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- ♦ Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- ♦ Вклейка А4, 200×290 мм
- ♦ Разворот А3, 400×290 мм
- ♦ А5, 165×130 мм

Стоимость рекламы

- ♦ Цена договорная
- ♦ Предусмотрена система скидок
- ♦ Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади
- ♦ Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)
- ♦ Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 25.10.2018. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,14. Усл.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44 + 2 цв. вклейки.

Печать ООО «ДИА».

© Автоматическая сварка, 2018

03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.

71 АСАМБЛЕЯ МІЖНАРОДНОГО ІНСТИТУТУ ЗВАРЮВАННЯ

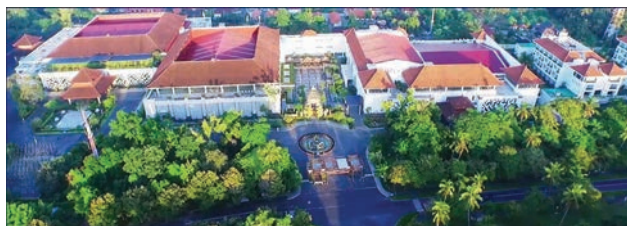
14 липня 2018 р. у курортному містечку Нуса Дуа, що в південній частині острова Балі, Індонезія, відбулась 71 щорічна Асамблея Міжнародного інституту зварювання. Делегація Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона (ІЕЗ), подолавши більше десяти тисяч кілометрів і кілька часових поясів, опинилася в цьому мальовничому куточку світу, що був визначений як місце проведення 71 щорічної Асамблеї Міжнародного інституту зварювання, головним організатором якої стала Індонезійська спілка зварювання (ІСЗ) разом із Міжнародним інститутом зварювання та за підтримки Міністерства промисловості Республіки Індонезія. Делегацію ІЕЗ* склали канд. техн. наук Ключков І. М., учений секретар ІЕЗ, керівник делегації; член-кор. НАНУ, проф., д-р техн. наук Ахонін С. В.; д-р техн. наук Максимов С. В.; д-р техн. наук Максимов С. Ю.; проф., д-р техн. наук Сидорець В. М.; канд. техн. наук Берднікова О. М.

В країні, в якій більш ніж 16 тис. островів, а населення майже 265 млн людей, з нетерпінням чекали початку роботи одного з найпрестижніших світових заходів в галузі зварювання, по-перше, з надією, що Асамблея вплине на подальший розвиток цієї галузі в країні, та, по-друге, більш глобально окреслить нове, ширше коло висококваліфікованих спеціалістів зі зварювання в світі. Для відносно молодій організації (Індонезійська спілка зварювання була створена в Джакарті 19 травня 1994 р.) стало великою честю приймати весвітній форум. ІСЗ доклала шалених зусиль, щоб всі учасники відчули задоволення від робочої та позаробочої частин програми 71 щорічної Асамблеї.

Міжнародний інститут зварювання (МІЗ) навряд чи широко відомий в світі поза вузького кола спеціалістів, які працюють в галузі зварювання. Заснований у 1948 р. 13-ма інституціями, сьогодні він об'єднує організації, діяльність яких відноситься до зварювання, з майже 60 країн світу, і, за даними секретаріату МІЗ, інтерес до участі в роботі цієї організації кожного року зростає.

МІЗ визначає свої завдання наступним чином:

- створення, розвиток і передача найкращого досвіду;
- розвиток і глобальна реалізація систем навчання, підготовки, кваліфікації та сертифікації МІЗ;
- просування діяльності МІЗ та країн-членів в усіх регіонах світу;
- підтримка в підготовці документів з Міжнародної стандартизації (ISO);



- надання якісних послуг організаціям-членам МІЗ та іншим організаціям.

Відповідно до завдань, МІЗ формує програму щорічних асамблей, наповнюючи її зміст новими іменами та подіями.

Не стала виключенням також програма 71 щорічної Асамблеї, яка офіційно відкрилася 15 липня 2018 р. виступом президента МІЗ пана Дугласа Р. Лючіані (Канада), який, зокрема, зазначив: «Міжнародні контакти та співпраця є основою діяльності МІЗ, що об'єднує найкращий досвід для подолання викликів, з якими сьогодні стикається глобальна економіка».

Важливим елементом першого дня роботи Асамблеї стало нагородження престижними призами МІЗ за видатний внесок в розвиток проблеми зварювання та з'єднання в світі. Так, медалью Вальтера Едстрьома був нагороджений д-р Деміан Котецькі (США); відзнаки Дійсних членів МІЗ отримали д-р Стен Девід (США), д-р Жилі Фенг (США), д-р Стефен Лью (США) та пан Кріс Смолбоун (Австралія); нагороду Артура Сміта отримав



Українська делегація



Лауреати МІЗ

* ІЕЗ є офіційною організацією від України в МІЗ.



Вручення призу ім. Є. О. Патона

мав д-р Патрік Хохенадель (США); нагороду МІЗ за плідну регіональну діяльність отримав доктор-інж. Венчислав Грабулов; медаль Томаса дісталася пану Жерому Дітшу (Франція); нагороду Йошіакі Арати отримав проф. Йосінорі Хірата (Японія); нагороду Халіл Кая Гедіка отримав пан Деок-Санг Ю (Корея); призами Анрі Граньона були нагороджені д-р Жін Лі Зенг (КНР), доктор-інж. Пер Войзешке (Німеччина) та д-р Кайл Тусінан (Канада). Найкращою друкованою роботою визнана «Numerical simulation of metal transfer in pulsed-MIG welding», що видана в Японії (автори д-р Й.Огіно, проф. Й. Хірата та проф. С. Asai).

Було також вручення призу від України, започаткованого Інститутом електрозварювання й названого іменем великого науковця та засновника Інституту Євгена Патона. Керівник української делегації на 71 щорічній Асамблеї МІЗ, офіційний представник України Ілля Клочков передав його для доктора-інж. Уве Райзгена (Німеччина).

В ході роботи Асамблеї почесна відзнака «40 років» участі в щорічних асамблеях МІЗ була вручена д-ру Деміану Котецькі (США). Відзнаку «20 років» отримали шестеро учасників, а відзнаку «10 років» — 15 учасників.

Щоб поставити крапку щодо призів і нагород, які вручаються на щорічних асамблеях МІЗ, необхідно сказати про ще одну. Це — титанова троянда, що традиційно вручається жінці — члену місцевого оргкомітету щорічної асамблеї МІЗ. В 2018 р. володарем цього призу стала керівник кадрового підрозділу пані Шрі Вардані.



Пані Шрі Вардані з українською титановою трояндою

Українська делегація взяла активну участь в роботі 71 щорічної Асамблеї МІЗ, представивши низку доповідей та повідомлень. Так, Ілля Клочков презентував учасникам Асамблеї інформацію про основні напрями досліджень і досягнення Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України за останні роки. Він підкреслив велике значення для Інституту та української науки в цілому міжнародної наукової співпраці та, зокрема, участі в роботі МІЗ та інших міжнародних професійних організацій.

Світлана Максимова виступила з доповіддю «Adhesion-Active Brazing of Graphite with Molybdenum», а Олена Берднікова — з доповіддю «Effect of Structures on the Strength, Fracture Toughness, Crack Resistance of Welded Joints of High-Strength Steels and Composite Coatings» на відповідних секціях Асамблеї. І це були дві з 97 доповідей та стендових презентацій, що були зроблені протягом днів роботи Асамблеї. Трендовими темами для обговорення для 656 професіоналів, які зібралися в Нуса Дуа, були «адитивне виробництво» та «індустрія 4.0».

В цьому контексті запам'ятався виступ проф. Амеріко Скотті, що став прикладом того, як через



Делегати 71 Асамблеї МІЗ



Під час прийому

МІЗ промисловість може отримати інноваційне рішення проблеми.

Якщо адитивні технології та адитивне виробництво є гарячими темами вже певний час, то індустрія 4.0, з огляду на подальше зростання важливості автоматичних процесів в зварюванні, лише «підігривається» для подальшого фахового обговорення.

152 рішення були прийняті відповідними комітетами, свій внесок в обговорення та прийняття цих рішень зробили українські учасники на цьому форумі І. Клочков, С. Ахонін, С. Максимов.

МІЗ є міжнародною організацією з стандартизації, а його діяльність визнана ISO щодо стандартів в галузі зварювання та споріднених процесах. І результат роботи 71 щорічної Асамблеї в цьому напрямі — це два документи, що направлені в ISO для опублікування як міжнародні стандарти.

Особливу увагу МІЗ приділяє роботі секції молодих професіоналів і студентів. У 2018 р. на Балі в роботі секції взяли участь більше 200 представників з різних країн світу, що є рекордним за всі роки проведення щорічних асамблей МІЗ. Головними цілями роботи цієї секції є командна робота учасників протягом Асамблеї, що допомагає познайомитися її учасникам, зустрічі з міжнародними експертами та членами Директорату, а також встановлення довгострокових міжнародних дружніх зв'язків і професійного співробітництва.

Паралельно з щорічною Асамблеєю на Балі проходила міжнародна конференція на тему «Передові методи зварювання та автоматизовані технології для ефективних процесів виробництва». На цьому можна було б поставити крапку, якби не атмосфера та культура Балі, а також теплота та гостинність організаторів, що була більш ніж відчутна на всіх етапах, на всіх заходах щорічної Асамблеї.

Дуже часто виникає питання, а що дає Україні чи окремій установі участь в роботі міжнародної організації, чим виправдані, якщо можна так сказати, кошти, що вкладає держава для участі в діяльності цієї міжнародної організації. На думку українських учасників 71 щорічної Асамблеї МІЗ,



Прапор МІЗ передано Словаччині

ці питання дуже важливі. Вони виникають кожного разу, коли ІЕЗ подає пропозиції до бюджету на наступний рік. Якщо й важко робити якісь узагальнення на прикладі лише однієї міжнародної організації, то лише на прикладі участі в роботі Міжнародного інституту зварювання можна говорити про міжнародний статус Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона.

ІЕЗ бере участь у всіх напрямках діяльності МІЗ. А це комітети, комісії, засідання, що проводяться між щорічними асамблеями в різних кутках світу, відпрацювання та подання пропозицій різного характеру, тощо. Це є складовою концепції розвитку міжнародного співробітництва нашого Інституту. Якщо узагальнити характер нашого співробітництва з МІЗ, то воно, як це кажуть, більш традиційне, а саме: розширення географії міжнародного співробітництва, зокрема зустрічі з експертами в галузі зварювання та представниками промисловості та бізнесу; створення умов для обміну науковою інформацією про нові досягнення, стажування наших працівників, в першу чергу, наукової молоді за кордоном та публікування результатів наших досліджень в зарубіжних виданнях; можливість проведення спільних науково-практичних заходів. Так, під егідою МІЗ 5-6 грудня цього року ІЕЗ буде проводити Міжнародну наукову конференцію «Зварювання та споріднені технології: сучасне та майбутнє». МІЗ — це також нові можливості для виконання спільних наукових проектів в межах наукових програм ЄС, НАТО тощо. Всі отримані нами знання та досвід використовуються в нових дослідженнях.

І все це — внесок у зміцнення не лише міжнародного іміджу ІЕЗ ім. Є. О. Патона, але й внесок у зміцнення міжнародного іміджу всієї країни.

То ж до побачення, Балі! До скорої зустрічі, Братиславо!

І. М. Клочков



IX МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ И ИНФОРМАЦИОННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И РОДСТВЕННЫХ ПРОЦЕССАХ»

С 10 по 14 сентября 2018 г. в Одессе на базе отеля «Курортный» была проведена IX международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» — МMITWRP-2018.

Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины и Международная Ассоциация «Сварка». Информационную поддержку конференции оказали журналы «Автоматическая сварка», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» и «Современная электрометаллургия»*.

Начиная с 2002 г. эта конференция стала традиционной и собирает каждые два года специалистов в области математического моделирования физических процессов, протекающих при сварке, из разных стран мира.

В работе конференции, которая была организована в виде сессий пленарных и стендовых докладов, приняли участие 45 ученых и специалистов из Украины и Беларуси, а также с заочным участием специалисты из Германии.

Открыл конференцию руководитель Программного комитета конференции академик И.В. Кривцун, который в своем выступлении остановился на проблемах, возможностях и задачах математического моделирования и теоретического анализа физических процессов в области сварки и родственных процессов.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о затрагиваемых на конференции вопросах:

- «Влияние тока и длины дуги на характеристики дугового разряда при сварке неплавящимся электродом», *Кривцун И.В., Демченко В.Ф., Крикент И.В., Коваленко Д.В.*, ИЭС им. Е.О. Патона;
- «Моделирование остаточных напряжений в сварном соединении коллектора к патрубку парогенератора ПГ-1000М», *Махненко О.В., Мужи-*



Выступление акад. И.В. Кривцуна

жиченко А.Ф., Сапрыкина Г.Ю., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Математическое моделирование тепловых, электро- и гидродинамических процессов при ЭШП кузнечных слитков легированных сталей», ¹*Сибирь А.В.*, ^{2,3}*Медовар Л.Б.*, ¹*Губинский М.В.*, ²*Полишко А.А.*, ^{2,3}*Стовпченко А.П.*, ²*Коломиец Д.В.*, ¹Национальная металлургическая академия Украины, Днепр, ²ИЭС им. Е.О. Патона; ³«Элмет-Рол», Киев;

– «Расчетная оценка термических циклов при сварке трением разнородных никелевых сплавов», *Зяخور И.В., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф., Завертанный М.С.*, ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Нестационарные процессы в дуговой плазме и свариваемом металле при ТИГ сварке с высокочастотной модуляцией тока», *Демченко В.Ф., Кривцун И.В., Крикент И.В., Абдулах В.М.*, ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргонодуговой сварки экономнолегированных титановых сплавов», *Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В.*, ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Комплексная математическая модель процесса плазменно-индукционного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов», *Гниздыло А.Н., Шаповалов В.А., Якуша В.В.*, ИЭС им. Е.О. Патона;

* Конференция МMITWRP-2018 проводилась параллельно с XXII международной конференцией «Современные методы и средства неразрушающего контроля и технической диагностики» (НКТД-2018), организованной Институтом электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, Украинским обществом неразрушающего контроля и технической диагностики и Международной Ассоциацией «Сварка». С отчетом о конференции НКТД-2018 можно ознакомиться в журнале «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» №3, 2018 г. или на сайте Издательского Дома «Патон» <http://patonpublishinghouse.com>.

– «Дослідження теплових полів при реакційному паянні в умовах локального розігріву зони з'єднання», ¹Кулініч М.В., ²Запорожець Т.В., ²Гусак А.М., ¹Устінюк А.І., ¹Косінцев С.Г., ¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона, ²Черкаський національний університет ім. Б. Хмельницького;

– «Моделирование тонкостенных цилиндрических оболочек, полученных аддитивным методом», Костин В.А., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Влияние остаточных сварочных напряжений на оценку сопротивления разрушению элементов ВКУ реактора ВВЭР-1000 при обосновании продления эксплуатации», Махненко О.В., Кандава С.М., Савицкая Е.М., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Оптимальна за силовою дією форма імпульсів зварювального струму», ¹Демченко В.Ф., ¹Кривцун І.В., ²Номіровський Д., ¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона, ²Київський національний університет ім. Тараса Шевченка;

– «Влияние режима дуговой сварки на формирование метастабильных фаз в металле шва и ЗТВ высокопрочного псевдо β-титанового сплава ВТ19», Белоус В.Ю., Костин В.А., Григоренко Г.М., Селин Р.В., Григоренко С.Г., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Влияние технологических параметров дуговой наплавки под флюсом антикоррозионного слоя в патрубковой зоне КР ВВЭР-1000 на распределение остаточных напряжений», Махненко О.В., Костеневич Е.С., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Математическое моделирование плавления проволоки и отрыва капель при дуговой сварке», ¹О. Семенов, ¹И. Кривцун, ²У. Райсген, ²А. Шибан, ²О. Мокров, ²М. Симон, ²Р. Шарма, ²П. Лозано, ²С. Манн, ¹ИЭС им. Е.О. Патона, ²Институт сварки и соединения, RWTH, Аахен, Германия;

– «Прогнозирование микроструктуры и механических свойств при послойном формировании изделий из титанового сплава ВТ6 с помощью ЭЛС», ¹Махненко О.В., ¹Кандава С.М., ¹Ананченко Н.С., ²Ковальчук Д.В., ¹ИЭС им. Е.О. Патона, ²ЧАО «Червона Хвиля», Киев;

– «Математическое моделирование комбинированного процесса ЭШП + МНЛЗ для получения высококачественной рельсовой стали», ¹Сибирь А.В., ^{2,3}Медовар Л.Б., ¹М.В. Губинский М.В., ²Полишко А.А., ^{2,3}Лебедь В.А., ¹Национальная металлургическая академия Украины, Днепр, ²ИЭС им. Е.О. Патона, ³«Элмет-Рол», Киев;

– «Математическое моделирование процесса формирования напряженно-деформированного состояния при лазерной обработке», Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Пилипчук А.П., Бело-

русский национальный технический университет, Минск;

– «Структурные превращения в сварных соединениях паропроводов ТЭС», Дмитрик В.В., Глушко А.В., НТУ «Харьковский политехнический институт»;

– «Прогнозирование особенностей кинетики термодиформированного состояния компактных образцов различной геометрии при их послойном формировании на оборудовании xBeam 3D Metal Printer», Махненко О.В., Миленко А.С., Великоиваненко Е.А., Розынка Г.Ф., Пивторак Н.И., Козлитина С.С., Дзюбак Л.И., Ковальчук Д.В., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Физическое моделирование процессов плавления, гидродинамики и кристаллизации металла при электрошлаковых технологиях», Протоколов И.В., Порохонько В.Б., ИЭС им. Е.О. Патона;

– «Моделирование процессов внешнего электромагнитного воздействия при сварке под водой», ¹Максимов С.Ю., ¹Прилипко Е.А., ²Кражановский Д.М., ²Винничук С.Д., ¹ИЭС им. Е.О. Патона, ²ИПМЭ им. Г.Е. Пухова НАН Украины, Киев.

Во время конференции был проведен круглый стол «Процессы сварки и родственных технологий: теоретические исследования, математическое моделирование, вычислительный эксперимент»; модераторы — акад. НАН Украины И.В. Кривцун и проф. В.Ф. Демченко.

В своем выступлении И.В. Кривцун отметил, что одной из ключевых проблем современного промышленного производства является совершенствование существующих и разработка новых высокоэффективных технологий соединения и обработки металлических материалов. К ним относятся, например, такие технологические процессы, как сварка плавлением, наплавка, напыление покрытий, термообработка поверхности, дуговое рафинирование сталей. На современном этапе развития сварочных и родственных технологий решение данной проблемы невозможно без



Выступление д.т.н. В.А. Костина



Выступление председателя УОНКТД проф. В.А.Троицкого во время приема в связи с началом работы конференций МMITWRP-2018 и НКТД-2018

детального исследования совокупности физических явлений (тепловых, диффузионных, газо-, гидродинамических, электромагнитных, оптических и др.), протекающих при взаимодействии со свариваемым или обрабатываемым материалом различных источников тепловой энергии. Это газоразрядная, прежде всего дуговая, плазма, электромагнитное, в частности, лазерное излучение или их комбинация.

Экспериментальное исследование физической природы такого многофакторного взаимодействия сопряжено со значительными трудностями, обусловленными высокими значениями температуры плазмы и поверхности обрабатываемого материала в зоне воздействия источника тепла, малыми геометрическими размерами указанной зоны, высокими скоростями протекания исследуемых процессов и рядом других обстоятельств. Кроме того, полученные экспериментальные данные, как правило, отражают совокупный результат действия всего комплекса физических процессов, протекающих в системе «источник тепла–обрабатываемый материал», при этом выявить роль каждого из них в формировании результирующего эффекта оказывается достаточно сложной задачей. Поэтому в последние десятилетия все большее внимание специалистов привлекают методы теоретического исследования, включая разработку математических моделей, а также появившиеся с развитием вычислительной техники численные методы и пакеты прикладных программ для комплексного компьютерного моделирования физических процессов при сварке и обработке материалов. Такой подход позволяет существенно сократить расходы, связанные с проведением большого количества дорогостоя-

щих натурных экспериментов, поскольку дает возможность достаточно быстро и относительно дешево проводить качественный и количественный анализ процессов, протекающих в рассматриваемой системе, для широкого диапазона условий и параметров режима сварки или обработки, характеристик и свойств свариваемого или обрабатываемого материала. Кроме того, что особенно важно, численное моделирование позволяет исследовать влияние на прогнозируемый результат технологического процесса каждого из учитываемых моделью физических явлений отдельно и таким образом определять оптимальные пути и методы совершенствования рассматриваемой технологии и оборудования для ее реализации.

В.Ф. Демченко остановился на тех тенденциях, которые происходят в области математического моделирования в сварке и родственных процессах в последние годы. В частности, он отметил, что возрастает количество исследователей, использующих стандартные пакеты прикладных программ для интегрирования уравнений математической физики.

Сборник трудов конференции МMITWRP-2018 будет издан до конца 2018 г. Данный сборник, а также сборники предыдущих восьми международных конференций МMITWRP можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка» или получить в электронном виде в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон» <http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmwrp>.

Следующая, X Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» запланирована к проведению в Одессе в сентябре 2020 г.

А. Т. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук

ВЫСТАВКА WELDEX/РОССВАРКА 2018

С 16 по 19 октября 2018 г. в Москве прошла 18-я Международная выставка сварочных материалов, оборудования и технологий «Weldex/Россварка 2018». Выставка проходила в КВЦ «Сокольники». Организатором этого бизнес-мероприятия выступила группа компаний ITE, лидер рынка выставочных услуг в России. Официальную поддержку выставке оказали правительство Москвы и Московской области, ее Министерство инвестиций и инноваций, Российский союз промышленников и предпринимателей, Минпромторг, Московский альянс главных сварщиков, компания «Элсвар». Свою продукцию, разработки и услуги презентовали 180 компаний из 13 стран. Общая площадь экспозиции превысила 8000 м².

На сегодня Weldex является самой крупной специализированной выставкой в России сварочного профиля. Она предоставила возможность продемонстрировать широкому кругу специалистов российских предприятий, использующих сварочные технологии, передовые разработки, способствовала привлечению новых клиентов, а также расширению сферы взаимодействия и географии продаж.

Тематика выставки включала: оборудование и материалы для сварки; оборудование для резки металла; промышленные роботы; оборудование и материалы для нанесения защитных и упрочняющих покрытий; оборудование для контроля качества сварных соединений; инструменты и приспособления для сварочных работ; средства индивидуальной и коллективной защиты при проведении сварочных работ; оборудование для обработки кромок; технические газы; оборудование для приварки крепежа; оборудование для сварки полимерных материалов.

Среди участников выставки известные мировые бренды — ЭСАБ, Мессер Эвтектик, КУКА, ИГМ, ФАНУК, Беллер, Линде газ, КЕМППИ, Абибор Бинцель и другие. Китайский блок экспозиций включал продукцию свыше 30 компаний. Достаточно широко были представлены на выставке предприятия-производители сварочных материалов: Зеллер Велдинг, Лосиноостровский и Магнитогорский электродные заводы, Спецэлектрод, Судиславский и Череповецкий заводы сварочных материалов, Монолит-центр. Украина на выставке была представлена компаниями Вистек (г. Бахмут), одним из ведущих производителей покрытых электродов и ДОНМЕТ (г. Краматорск) — ведущий производитель оборудования для газовой резки.

Характерным для выставки явилась обширная деловая программа. Она включала ряд семинаров: «Как открыть в России предприятие по производству высокотехнологичного сварочного оборудования», «Модернизация производства: внедрение аддитивных технологий», конкурсы «Лучший сварщик 2018» и «Лучший молодой сварщик 2018», демонстрацию художественно-декоративных изделий под девизом «Сварка в искусстве». В формате «Круглый стол» прошли заседания, организованные Московской межотраслевой ассоциацией главных сварщиков на темы: «Новые возможности новейших видов сварочной техники для MIG/MAG, TIG и оборудования для ручной и полуавтоматической плазменной сварки и резки»; «Новые виды оборудования для «малой» и «большой» механизации, «Автоматизации и роботизации сварки, резки, наплавки»; автоматизация сварочных производств как способ повышения качества продукции, производительности, гарантии выживания предприятий в условиях растущей конкуренции»; «Факторы качества современного производства сварочных материалов. Новые виды и марки качественных покрытых электродов, неплавящихся угольных и вольфрамовых электродов, проволок для сварки и наплавки (сплошные и порошковые), сварочные флюсы, керамические подкладки»; «Новые виды средств индивидуальной и коллективной защиты от вредных сварочных факторов — одежда сварщиков, средства защиты органов дыхания сварщиков, средства защиты лица и глаз при сварке, резке, наплавке».

Большой интерес вызвала конференция «Сварка полимерных материалов», организованная Ассоциацией сварщиков полимерных материалов.

В рамках выставки состоялось собрание Совета международной ассоциации «Электрод», объединяющей свыше 30 предприятий-производителей сварочных материалов России, Украины, Беларуси и Казахстана. На нем была заслушана информация о важнейших сварочных событиях текущего года, организации выпуска ежеквартального бюллетеня Ассоциации «Электрод информ». На собрании были приняты в состав Ассоциации четыре новых организации — ООО «ПЛАН-Т», ООО «Нефтегазмаш» (Украина), ООО «ИТЭК» (Россия) и ООО «ОЛИВЕР» (Беларусь). Представитель компании ПАО «ПлазмаТек» Ю. Н. Омельчук предложил провести научно-технический семинар по сварочным материалам в 2019 г. в Беларуси (г. Светлогорск). Предложение было принято.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук

В. Н. ПРОСКУДИНУ — 60



В ноябре исполнится 60 лет Проскудину Валерию Николаевичу, кандидату технических наук, заместителю генерального директора по экономике Научно-технического комплекса «Институт электросварки им. Е. О. Патона» НАН Украины.

Валерий Николаевич родился в г. Тбилиси, Грузия. В 1980 г. закончил Грузинский политехнический институт по специальности электрические машины, ему была присвоена квалификация инженера-электротехника.

В 1983 г. поступил на работу в Институт электросварки им. Е. О. Патона на должность инженера и с тех пор жизнь В.Н. Проскудина неразрывно связана с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, где он прошел путь от инженера до старшего научного сотрудника. В 1990 г. защитил диссертацию на соискание ученой степени кандидата технических наук на тему «Определение требований к источнику питания для механизированной подводной сварки и резки порошковой проволокой». Он автор более десяти авторских свидетельств, патентов и научных работ.

В 1991 г. В. Н. Проскудин организовал Государственное внедренческое предприятие «Эко-технология», одним из учредителей которого выступил ИЭС им. Е. О. Патона, которое успешно работает на рынке сварочного оборудования и материалов Украины до сегодняшнего дня.

По инициативе Б. Е. Патона в 1998 г. Проскудин В. Н. организовал издание журнала «Сварщик», вслед за которым с 2003 г. выходит журнал «Сварщик в Белоруссии», а с 2006 г. — «Сварщик в России».

В 1999 г. В. Н. Проскудин был назначен на должность заместителя генерального директора Научно-технического комплекса «ИЭС им. Е. О. Патона» — комплекса, объединяющего материально-технический, производственный потенциал всех научно-инженерных, технических, международных центров, заводов ИЭС им. Е. О. Патона.

Высокий профессионализм В. Н. Проскудина делает возможным подразделениям НТК оперативно реагировать на тенденции современного рынка сварочных технологий, материалов, оборудования и услуг. С 2004 г. В. Н. Проскудин был организатором выставки-форума «Сварка. Родственные технологии» с привлечением не только ведущих украинских, но и зарубежных фирм, предприятий и организаций, которая успешно проводилась на протяжении многих лет.

По инициативе Проскудина В. Н., начиная с 2014 г., НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» НАНУ работает над продлением срока эксплуатации энергоблоков, успешно сотрудничая с Ровенской, Хмельницкой АЭС и с Научно-техническим центром «Энергоатом».

Под руководством Проскудина В. Н. в 2016 г. был организован Китайско-Украинский научно-исследовательский центр по сварочным технологиям «ЧЖУНЦЗЫ-ПАТОН», который плодотворно работает в области международного научно-технического сотрудничества.

Проскудин В. Н. активно работает в общественной организации «Общество сварщиков Украины», является членом президиума Совета этой организации.

Сердечно поздравляем Валерия Николаевича Проскудина с юбилеем! Искренне желаем крепкого здоровья, семейного благополучия, долгих лет плодотворной и успешной работы, творческих успехов и новых достижений!

Коллективы ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ,
НТК «ИЭС им. Е. О. Патона» НАНУ,
совет Общества сварщиков Украины,
редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

Колебатель сварочных горелок и наплавочных плазмотронов

ООО фирма «Плазма-Мастер Лтд» разработала программируемый колебатель сварочных горелок и наплавочных плазмотронов (далее — инструмент) нового поколения (рис. 1), позволяющий дистанционно регулировать параметры колебаний в широком диапазоне. Он может управляться как от отдельного блока, так и от общей системы управления установкой, выполненной на базе программируемого контроллера (PLC) или с ЧПУ (CNC).



Рис. 1. Общий вид колебателя PM-WMO-120 с блоком управления

Разработана также опция колебателя (рис. 2), который может использоваться одновременно и как механизм продольного перемещения инструмента относительно наплавляемой поверхности, причем скорость перемещения регулируется независимо в широком диапазоне. Его можно успешно использовать для наплавки цилиндрических поверхностей по спирали виток к витку, например, шейки валов, осей и т. п.



Рис. 2. Общий вид колебателя PM-WMO-260 с блоком управления

В зависимости от выбранной скорости поперечного перемещения инструмента при колебаниях сварка (наплавка) может производиться либо в общую ванну, либо отдельными валиками, в которых сварочная ванна движется за дугой.

Предусмотрены две скорости движения каретки с инструментом — маршевая для быстрой установки горелки в требуемое положение и рабочая для корректировки положения инструмента относительно наплавляемой поверхности во время процесса. Для контроля текущего положения инструмента на лицевой части имеется шкала с указателем. Конструкция колебателя обеспечивает надежную защиту механических частей от попадания на них сварочных брызг или присадочного порошка.

Блок управления колебателем позволяет (рис. 3):

- плавно регулировать ширину и скорость (частоту) колебаний инструмента, не останавливая технологический процесс. Причем ширину колебаний можно изменять независимо как за счет правой стороны, так и левой;
- независимо регулировать задержки по краям наплавляемого валика;
- изменять влево-вправо положение осевой линии наплавляемого валика;
- останавливаться инструменту на осевой линии наплавляемого валика, либо на одном из его краев при выключении колебаний, в зависимости от выбранного режима.

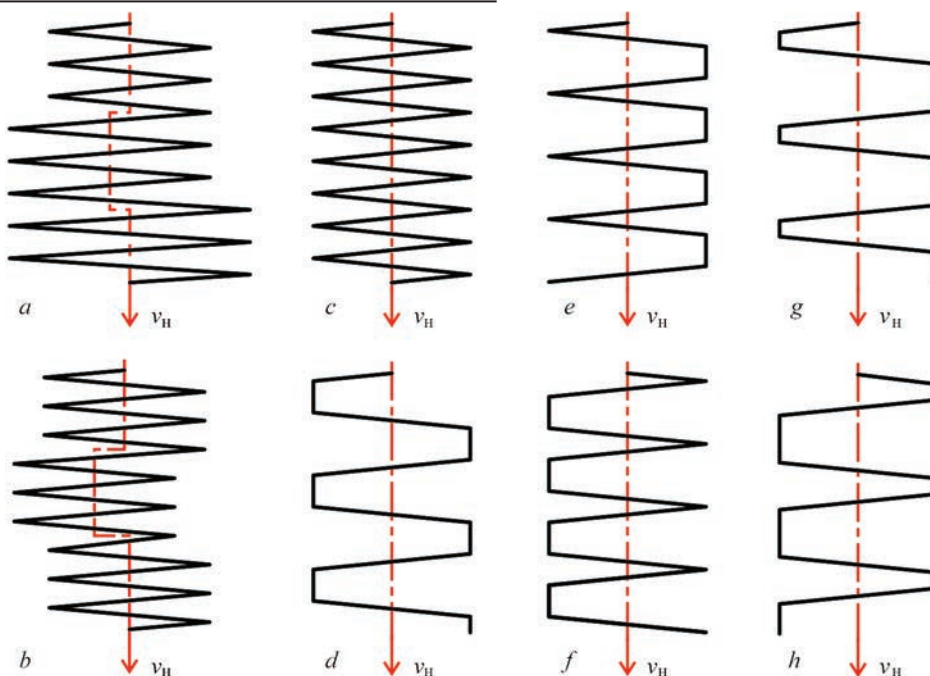


Рис. 3. Возможные траектории движения инструмента: *a* — изменение ширины колебаний за счет одной из границ; *b* — смещение оси колебаний, не изменяя их ширину; *c* — колебания без задержек по краям; *d* — колебания с одинаковыми задержками по краям; *e* — колебания с задержками в правом краю; *f* — колебания с задержками в левом краю; *g*, *h* — колебания с разными задержками по краям

Технические характеристики колебателей РМ-WMO-120 (260)

Напряжение и частота питания	1×220 В, 50/60, Гц
Несущая способность, кг, не более	10
Ход каретки, мм	120 (260)
Скорость колебаний, мм/с	0...50
Ширина колебаний, мм	0...50
Время задержек каретки в конце хода (слева-справа), с	0,0...2,0
Маршевая скорость перемещения каретки при настройке (без колебаний), мм/с	15
Рабочая скорость перемещения каретки при корректировке (влево-вправо), мм/с	2,5
Скорость продольного перемещения каретки при сварке/наплавке (РМ-WMO-260), мм/с	0...3,5
Тип двигателя	шаговый
Габариты (Д×Ш×В), мм:	
Механизм колебаний	254×184×187 (394×184×187)
Блок управления	240×220×145 (240×220×200)
Масса, кг:	
Механизм колебаний	6,1 (7,8)
Блок управления	3,6 (5,0)

Колебатели РМ-WMO-120 (260) могут применяться в следующих сварочных процессах:

- Плазменная наплавка (РТА/PTAW)
- Плазменная сварка (PAW)
- Электродуговая наплавка в защитных газах (GMAW/GMAWP)
- Наплавка неплавящимся электродом в защитных газах (GTAW)
- Наплавка самозащитными порошковыми проволоками (FCAW)

Цифровые технологии для повышения конкурентоспособности в сварочном производстве

Industry 4.0 несет революционные изменения в экономику Украины: появляются новые технологические сегменты, понятие «smart» прочно входит во все сферы жизни. Изменилось и само отношение человека к производственным процессам. Сектор машиностроения непрерывно трансформируется: внедряются новые технологии, а значит, новые идеи и программы, связанные с их развитием и реализацией. Особую роль в этом процессе играют небольшие мобильные предприятия-интеграторы, представители industry engineering. Они действуют эффективно и быстро, а скорость влияния на трансформацию производственных процессов является решающим фактором для украинской экономики.

Как возникают цепочки-связи, которые трансформируют развитие промышленной отрасли? Как привлечь новые кадры, вырастить профессионалов своего дела, усилить имидж профессии инженера? Мы видим лишь конечный результат этих процессов. Шаг за шагом, день за днем устанавливаются такие связи, усиливаются взаимодействия всех со всеми. Это невидимая и кропотливая работа, направленная на консолидацию сил, вертикальную и горизонтальную интеграцию внутри отрасли, между смежными областями. Сделать один маленький шаг навстречу друг другу так просто; сотни, десятки таких шагов навстречу изменят мир.

Приведем конкретный пример такого взаимодействия.

Предприятие Триада-Сварка — инжиниринговая компания, системный интегратор промышленных сварочных роботов, имеет собственный центр R&D, ориентированный на промышленный сектор, развивает аддитивные технологии, занимается проектными работами и новыми технологиями.

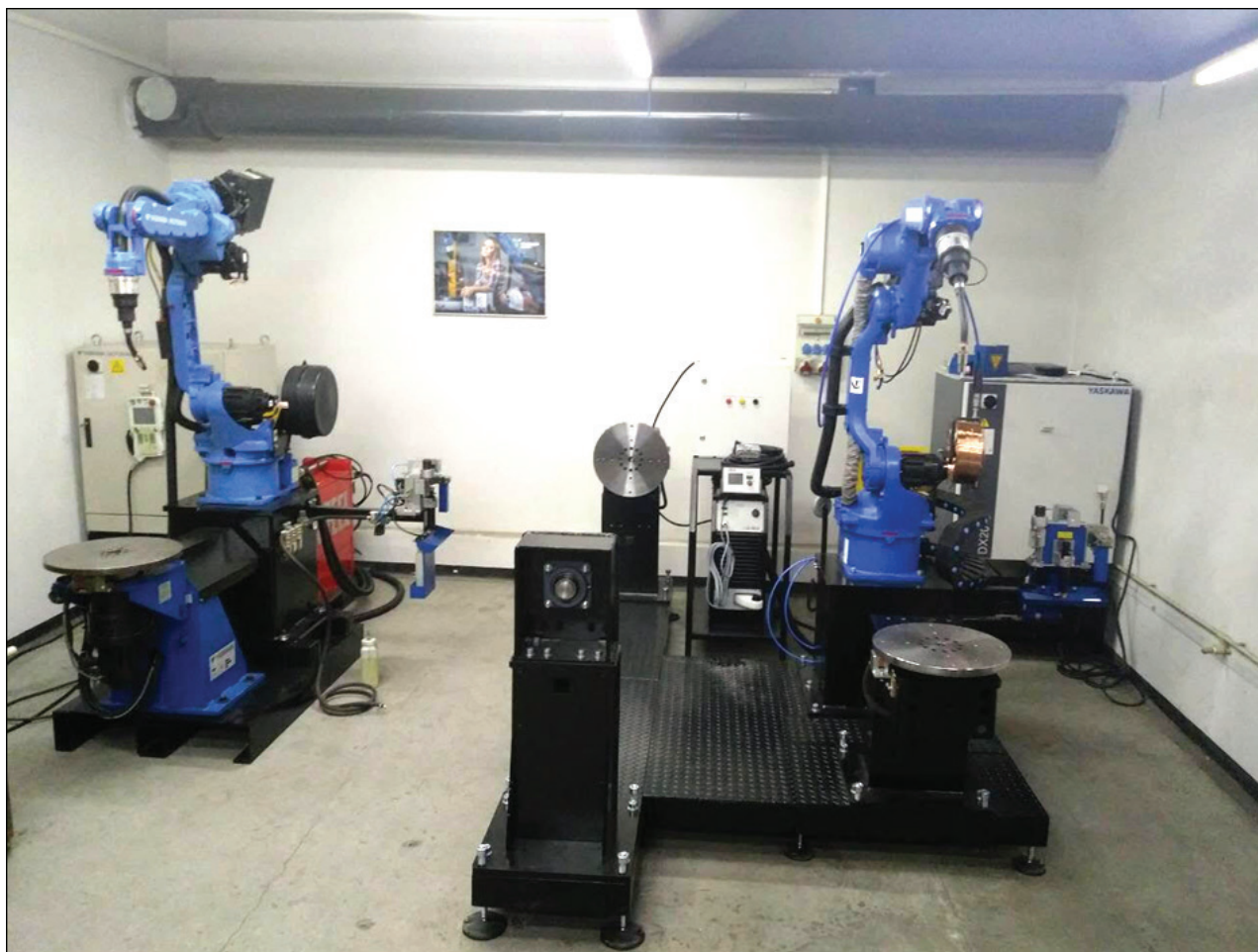
В мае этого года на конференции специалистов сварочного производства, проведенной в рамках Промышленного форума в Запорожье, был сделан такой шаг: представители науки, производства, бизнеса и образования объединились для взаимодействия друг с другом. В Запорожье постоянно проводятся подобные мероприятия запорожской ТПП, цель таких форумов и выставок — предоставить площадку для общения и презентации инновационных решений в промышленной сфере. В числе таких площадок был и форум «Цифровая экономика 4.0», который проходил одновременно с конференцией, его основной целью стала популяризация идей Industry 4.0, IT-решений для бизнеса, перспективных проектов в сфере информационных и телекоммуникационных технологий. Во второй день работы форума в Запорожском национальном техническом университете прошел «круглый стол», посвященный созданию кластера Industry 4.0 в Запорожском регионе.

На упомянутой конференции выступали эксперты всех сторон, заинтересованных в развитии сварочной отрасли, аддитивных технологий, эволюции конструирования деталей, обучении профессиональных кадров. В результате был подписан договор о взаимодействии и сотрудничестве предприятия Триада-Сварка с ЗНТУ (кафедра сварки) в научно-исследовательской, конструкторско-технологических работах, помощи в организации учебного процесса, подготовки и обучении студентов. Теперь студенты будут проводить практические и лабораторные работы на современном роботизированном сварочном комплексе, новейшем сварочном оборудовании мировых производителей.

Предприятие Триада-Сварка и кафедра сварки ЗНТУ, объединив усилия, нашли ценност-



Один маленький шаг (зав.кафедрой сварки ЗНТУ Александр Овчинников (справа) и директор предприятия Триада-Сварка Кирилл Красносельский) (слева)



В цеху роботизации сварочных процессов

но-ориентированный подход к внедрению новых технических стандартов обучения молодых специалистов. В фокусе внимания — понимание интеграционных процессов в производстве, целей и принципов программирования промышленных роботов, роботизации сварочных процессов. Именно направленное внимание к развитию самоидентификации будущих инженеров, инвестиции в обучение, усиление навыков и знаний, укрепляющих позитивное мышление, даст возможность нашим студентам быть конкурентными в современном мире технологий 4.0, улучшит имидж инженера внутри страны, а также откроет перспективу для молодых, талантливых людей и поможет сделать производство более эффективным и качественным.

Развитие цифровых технологий — мировая тенденция, требующая переосмысления подхода к производственному циклу. Очевидно, что нужно менять ментальность и поведение всех участников промышленного сектора, думать о культурном наполнении производства. Именно объединение усилий бизнеса, производства, науки и образования поможет достижению общей цели: переходу экономики на более высокий технологичный уровень развития и появлению умных производств. Любые технологии несут в себе цели и убеждения ее создателей.

*«Мы делаем мир технологичней, создавая умные производства» —
такова миссия предприятия Триада-Сварка.*

Елена Красносельская



Украина, г. Запорожье
+38(061) 233 10 58, +38(067) 333 10 58,
+38(050) 322 95 53.
www.triada-welding.com и sales@triada-welding.com



ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» — 25 лет в мире порошковых проволок

В 1993 г. сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона организовано предприятие, целью которого было восстановление производства порошковых проволок в Украине. Новое предприятие арендовало законсервированный цех по производству порошковых проволок на ОАО «Днепрометиз» (г. Днепр), который был запущен еще в 1964 г.

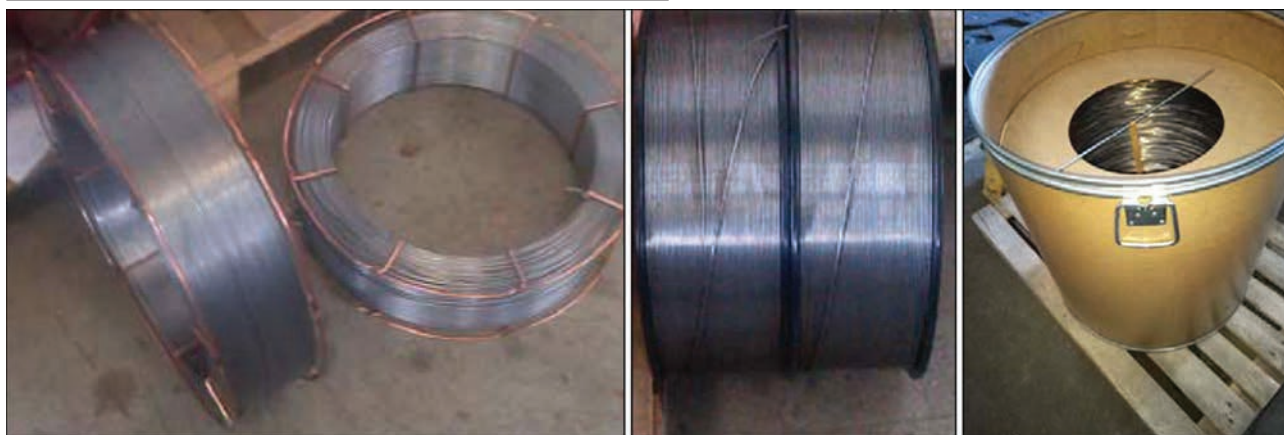
Благодаря усилиям инженерно-технического персонала и рабочих цеха было восстановлено производство и освоен выпуск большой номенклатуры новых современных марок порошковых проволок. При этом физический и моральный износ оборудования являлся узким местом, приводящим к большим затратам трудовых и материальных ресурсов, повышая расход материалов и себестоимость выпуска порошковых проволок, а также не обеспечивал необходимой производительности труда. Основное цеховое оборудование (волочильные станы 4/250) были предназначены для выпуска порошковых проволок диаметрами 2,5...3,6 мм, что не отвечало современным запросам промышленности.



По этой причине на предприятии реализован комплекс мероприятий по ремонту, модернизации старого и приобретению нового оборудования, в частности линий по производству порошковых проволок, включающих: двукратный стан 2/500 для изготовления проволок большого диаметра (4,0...6,0 мм), два шестикратных стана 6/250 и восьмикратный 8/250. Все эти станы укомплектованы усовершенствованными формующими устройствами и накопителями. Восстановлено производство порошковых лент. Приобретены печи для сушки сырья и прокатки порошковой проволоки, упаковочный комплекс, модернизировано шихтовое отделение.

Наличие такого оборудования позволило отработать технологию изготовления порошковых проволок диаметрами от 1,0 до 6,0 мм, разработать и выпустить целый ряд (более 90 марок) современных, часто уникальных, отечественных сварочных и наплавочных порошковых проволок, в том числе для напыления.

К настоящему времени освоены современные виды поставки продукции по ДСТУ ISO 544: картонные бочки с массой упакованной проволоки 150...300 кг; каркасные барабаны R 415 и R 435; пластиковые катушки S 200 и S 300 и еще целый ряд специфических вариантов упаковки, выполняемых по требованию заказчика.



По назначению и техническим характеристикам порошковые проволоки марки «ВЕЛТЕК» не уступают продукции ведущих зарубежных компаний, что подтверждается их признанием многими предприятиями в Украине и за рубежом. Например, сварочная порошковая проволока, предназначенная для сварки малоуглеродистых и низколегированных конструкционных сталей, прошла испытания в соответствии с европейской директивой №305/2011 (Система 2+) в области строительных изделий и получила маркировку CE. Испытания выполняло отделение TÜV Rheinland Industrie Service GmbH (Германия).

Контролирующими органами Украины по экологии, пожарной безопасности, охране труда и др. выданы разрешительные документы на осуществление производственной деятельности предприятия.

Порошковые проволоки торговой марки «ВЕЛТЕК» используются в самых различных отраслях промышленности: на железнодорожных предприятиях, комбинатах горно-металлургического комплекса, заводах по изготовлению металлоконструкций, машиностроительных заводах, в судостроении и др.

А. А. Голякевич



Календарь октября

1 октября 1934

Президиум АН УССР утвердил директором Института электросварки Евгения Оскаровича Патона (1870–1953). Для признания сварки как надежного технологического процесса понадобились комплексные исследования механики сварных конструкций, процессов металлургии и металловедения сварки, физики дугового разряда; необходимо было создать аппаратуру, материалы и новые технологии сварки. Именно для этих целей и был создан по инициативе Е. О. Патона первый в мировой практике институт, который в последующие годы завоевал лидирующие позиции в развитии сварочной науки и техники.



2 октября 1934

Первый полет учебного АИР-9 — двухместного низкоплана с двигателем М-11 ОКБ Яковлева, пилотируемого летчиком Ю. И. Пионтковским. 4 июля 1937 г. летчицы Ирина Вишневская и Екатерина Медникова установили женский международный рекорд для легких самолетов 1-й категории. Они достигли высоты 6518 м. В конструкции самолета было применено много новых технологических решений. Фюзеляж самолета ферменный, сварен из стальных труб и дополнительно расчален. Подобное решение было весьма необычно в то время, но значительно упростило производство самолета.



3 октября 1967

Экспериментальный ракетоплан «North American X-15А-2» развил скорость 7273 км/ч, в 6,72 раза превышающую скорость звука. Первый и в течение 40 лет единственный в истории пилотируемый гиперзвуковой летательный аппарат-самолет, совершивший суборбитальные пилотируемые космические полеты. Характерной особенностью планера «North American X-15» являлось широкое применение сварки при его производстве. Так, около 70–80 % в структуре ракетоплана представляли собой сварные конструкции.



4 октября 1957

Был запущен первый искусственный спутник Земли. Работа конструкторов и производственников при изготовлении спутника проводилась одновременно из-за очень сжатых сроков. Основная сложность была в изготовлении сферических полуоболочек методом гидростатического вытяжения, их сварке со шпангоутом и полировке наружных поверхностей, на них не допускались даже малейшие царапины; сварка швов должна была быть герметичной и контролировалась рентгеном, а герметичность собранного контейнера проверялась гелиевым течеискателем.



5 октября 1929



Родился Николай Павлович Лякишев (1929–2006) — ученый-металлург, академик РАН и НАН Украины. Он создал серию экономнолегированных хладостойких хорошо свариваемых сталей для магистральных газопроводов северного исполнения и технологические процессы их промышленного производства. Инициировал внедрение в металлургию процесса прямого (бездоменного) получения железа. В 1975–1984 гг. директор ЦНИИчермет им. И. П. Бардина; в 1987–2004 гг. директор Института металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова.

6 октября 1893



Родился Мегнад Саха (1893–1956) — индийский физик и астроном, член Лондонского королевского общества (1927). Научные работы М. Саха относятся к термодинамике, статистической физике, астрофизике, теории распространения радиоволн, ядерной физике. Важной научной основой для развития дуговой сварки явилось учение об ионизации плазмы. Для характеристики процесса ионизации М. Саха предложил в 1921 г. уравнение, названное в последующем его именем. В развитие этого уравнения в 1924 г. И. Ленгмюр вывел формулу для определения степени ионизации паров вещества, испаряющегося с нагретых поверхностей.

7 октября 1934



Николай Сергеевич Акулов (1900–1976) — советский физик, специалист в области ферромагнетизма, академик. Создал в 1934 г. первый магнитный дефектоскоп. Изучал влияние магнитных полей на различные характеристики ферромагнитных металлов. Удостоен Государственной премии СССР за применение разработанной теории ферромагнетизма к дефектоскопии металлов.

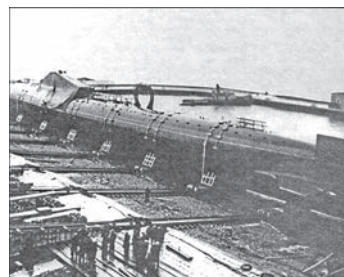
8 октября 1936



Родился Вадим Николаевич Замков (1936–2005) — известный ученый в области металлургии и сварки титановых сплавов. Среди работ В. Н. Замкова следует отметить разработку нового способа аргонодуговой сварки титана по флюсу, который позволил в корне изменить технологию сварки титана, и таким образом, решить проблему повышения качества сварных соединений. Под его непосредственным руководством созданы принципиально новые материалы для сварки титана — флюсы и порошковые проволоки.

9 октября 1950

За разработку нового высокопроизводительного способа двухдуговой автоматической электросварки труб большого диаметра Государственная премия СССР присуждена Б. И. Медовару, Р. И. Лашкевичу (ИЭС им. Е. О. Патона), Г. К. Слышу, А. М. Гарагуле, П. И. Соболеву (Харцызский трубный завод). Двухдуговой способ автоматической сварки труб способствовал бурному развитию отечественного трубного производства.



10 октября 1731



Родился Генри Кавендиш (1731–1810) — британский физик и химик. В 1766 г. Кавендиш опубликовал первую важную работу по химии — «Искусственный воздух», где сообщалось об открытии «горючего воздуха» (водорода). Выделил (1766 г.) в чистом виде углекислый газ и водород, приняв последний за флогистон, установил основной состав воздуха как смесь азота и кислорода. Получил оксиды азота. Эти открытия были важной составляющей для будущего развития технологии автогенной сварки.

11 октября 1963

Компанией «Howaldtswerke-Deutsche Werft» в городе Киле заложено судно «Отто Ган» — одно из четырех когда-либо построенных торговых судов с ядерной энергетической установкой. Спуск на воду состоялся в 1964 г. В 1968 г. был запущен 38-мегаваттный атомный реактор судна и начались ходовые испытания. В октябре того же года «Отто Ган» был сертифицирован как торговое и исследовательское судно. Чтобы обезопасить команду, было решено заварить реакторный блок в специальном большом отсеке. При этом к сварным швам предъявлялись особо жесткие требования, для чего проводились многочисленные проверки их качества.

**12 октября 1940**

Советский летчик Владимир Коккинаки начинает испытания второго варианта одноместного самолета Ил-2 — советского штурмовика, созданного в ОКБ-240 под руководством С. В. Ильюшина. Являясь основной ударной силой советской авиации, штурмовик Ил-2 сыграл выдающуюся роль во Второй мировой войне. Он стал самым массовым боевым самолетом в истории авиостроения — всего их было выпущено более 36 тыс. Фюзеляж самолета был цельнометаллическим либо смешанной конструкции. Передняя часть представляла собой сварную оболочку (бронекорпус) из штампованных листов брони толщиной 4-6 мм, соединенных клепкой и сваркой. Разработанная высокопроизводительная технология комбинированной сварки элементов конструкции самолетов Ил-2 и Як-7 из закаленной стали была удостоена Сталинской премии в 1946 г.

**13 октября 1941**

ГКО принял решение о строительстве двух заводов в Барнауле, один из них по производству танков Т-50. Корпус танка сваривался из броневых листов толщиной 45 мм, за исключением днища и крыши (20 мм). В сварной граненой башне размещалась 45-мм пушка образца 1934 г. и спаренный с нею пулемет калибром 7,62 мм. Листы корпуса Т-50 соединялись сваркой и располагались под большими углами наклона. Уже к 1942 г. были готовы рабочие чертежи на корпус из гомогенной брони толщиной 40 мм, оптимизированной под полуавтоматическую сварку.

**14 октября 1948**

В 1947 г. состоялся первый в истории авиации сверхзвуковой полет. Его выполнил пилот Чарльз Йегер на самолете «Белл Х-1» с ЖРД, который был запущен с самолета-носителя «Боинг-В29» и достиг скорости 2600 км/ч. Планер самолета был выполнен из высокопрочного алюминия, топливные баки были сварены из стали. Сварку также применяли при изготовлении деталей планера.

**15 октября 1992**

Опубликован один из патентов Бориса Израилевича Медовара (1916–2000) — крупного ученого в области сварки и металлургии, академика, представителя Патоновской школы. С начала 1960-х гг. им разработаны теоретические основы металловедения и металлургии сварки аустенитных сталей. Занимался вопросами наплавления, переплава и литья. Является одним из соавторов технологии электрошлаковой сварки. С 1979 г. руководил работами по созданию нового класса конструкционных металлических материалов, полученных методом электрошлакового переплава.

16 октября 2014

Выпущена последняя модель нового поколения компьютеров «iMac», главной особенностью которого стал поразительно тонкий корпус. На презентации вскользь было упомянуто о некой революционной технологии сварки, которая позволила сделать корпус значительно тоньше. Как выяснилось, для соединения деталей нового «iMac» использовалась технология ротационной сварки трением. В результате получилось более плавное и прочное соединение, которое дает возможность делать изделие еще тоньше, при этом данный процесс использует меньше энергии, чем традиционные технологии соединения. Благодаря этому «Apple» добился толщины кромки корпуса компьютера толщиной всего 0,5 см.



17 октября 2001



Скончался Платон Иванович Севбо (1900–2001) — известный конструктор и ученый, представитель Платоновской школы, который долгое время возглавлял конструкторское бюро Института электросварки им. Е. О. Патона. Во время Второй мировой войны коллектив бюро под руководством П. И. Севбо оперативно разработал и внедрил десятки специализированных аппаратов и станков для автоматической сварки бронекорпусов танка Т-34. В послевоенные годы П. И. Севбо активно работал над развитием и совершенствованием сварочного оборудования для многих отраслей промышленности. Разработал ряд проектов, связанных с комплексной автоматизацией сварочного производства.

18 октября 1888

Созданный Николаем Гавриловичем Славяновым способ сварки металлическим электродом впервые был публично в присутствии государственной комиссии испытан при сварке коленчатого вала паровой машины. Эта дата считается днем рождения российской электросварки. На заводе был организован первый в мире сварочный цех (так называемая электролитическая фабрика с электрическим генератором) и с 1889 г. стала вестись «Ведомость о работах, произведенных с помощью электрической отливки горного инженера Славянова в Пермских пушечных заводах». К ведомости обязательно прилагались акты о качестве выполненных работ после эксплуатации изделий.



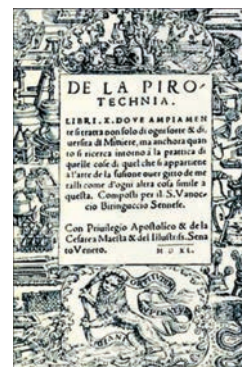
19 октября 1958

Была открыта Всемирная выставка в Брюсселе, где одной из главных достопримечательностей был Атомиум. Один из символов Брюсселя — огромное стальное сооружение, расположенное на северо-западе столицы, на холме в парке Эйзель. Спроектирован архитектором Андре Ватеркейном и построен под руководством архитекторов Андре и Мишеля Поллаков. По идее создателя Ватеркейна его конструкция символизирует начало новой эпохи — эры науки, освоения космоса и мирного использования атомной энергии. Эта необычная конструкция состоит из 9 сфер «атомов», представляет модель кристалла железа (Ferrum), увеличенная в 165 млрд раз. Атомиум можно считать гимном сварным конструкциям XX века.



20 октября 1480

Родился Ванноччо Бирингуччо (1480–1539) — итальянский алхимик, металлург и архитектор. Долгое время изучал алхимию, металлургию и литейное дело в Италии, Чехии и Австрии. Будучи известным всей Европе мастером-литейщиком, занимался изготовлением военной техники во Флорентийской республике. Здесь в 1529 г. Бирингуччо отлил одну из самых крупных для того времени пушек весом свыше 6 т и длиной 6,7 м. В своем десятитомном труде «Пиротехника» он описывает, в частности, создание стыка соединения с использованием кузнечной сварки при помощи серебра, битого стекла и других материалов. Так в это время соединялись мечи и другие виды оружия.



21 октября 1954

Родился Игорь Витальевич Кривцун — крупный ученый в области теоретических исследований и математического моделирования физических явлений в низкотемпературной технологической плазме, академик, представитель Патоновской школы. Им разработаны такие новейшие гибридные процессы как лазерно-микроплазменная сварка металлов малых толщин, лазерно-плазменная порошковая наплавка и напыление керамических материалов, лазерно-плазменное нанесение алмазных и алмазоподобных покрытий. Для практической реализации указанных технологических процессов создан ряд интегрированных лазерно-дуговых плазмотронов, которые не имеют аналогов в мировой практике. И. В. Кривцун автор более 270 научных трудов, четырех монографий и десяти патентов.

22 октября 1967

Во время проведения Всемирной выставки в 1967 г. посетители могли познакомиться с самым большим в мире под открытым небом геодезическим куполом, известным как Монреальская биосфера. Купол построен с использованием приблизительно 65000 частей, в том числе 13 км экструдированных алюминиевых трубок, сваренных в шестиугольники. В нем нет никаких внутренних опор и вся 80-тонная конструкция покоится на пяти, заполненных бетоном, пилонах.

**23 октября 1953**

Состоялся публичный показ самого большого на то время вертолета «УН-16 Transporter». Управляемый Харольдом Петерсоном и Джорджем Каллахеном, вертолет поднялся в воздух, став первым в мире вертолетом с двумя газотурбинными двигателями. Длина тяжелого транспортного вертолета составляла 24 м, диаметр двух несущих винтов — 25 м. Такие размеры объяснялись технически заданной дальностью полета — 2250 км. Во время строительства вертолета впервые применялась высокоточная контактная сварка.

**24 октября 1804**

Родился Вильгельм Эдуард Вебер (1804—1891) — немецкий ученый-физик. Главные работы ученого относятся к области магнитных явлений и электричества. Им была установлена абсолютная система электрических измерений. В его честь названа единица измерения магнитного потока. Она была утверждена в 1881 г. на Международном электрическом конгрессе в Париже.

25 октября 2005

Начало эксплуатации авиалайнера A380 — широкофюзеляжного пассажирского самолета, крупнейшего серийного авиалайнера в мире. По словам разработчиков, самой сложной задачей при создании самолета стала проблема снижения его массы. Вместимость — 525 пассажиров в салоне трех классов, 853 пассажира в одноклассовой конфигурации. Для снижения массы самолета использовались прогрессивные технологии сварки и улучшенные алюминиевые сплавы. На нижних панелях фюзеляжа применена лазерная сварка стрингеров и обшивки, что существенно снизило количество крепежа.



26 октября 1972



Скончался Игорь Иванович Сикорский (1889–1972) — всемирно известный авиаконструктор украинского происхождения. Первый серийно выпускающийся вертолет его конструкции Sikorsky R-4 Hoverfly совершил первый полет 13 января 1942 г. Его фюзеляж — ферменный, сварной из стальных труб. Весь фюзеляж имел полотняную обшивку. Кабина выполнена с плексиглазовыми окнами и алюминиевыми козырьками между ними.

27 октября 1984

Официально открыто сквозное движение по Байкало-Амурской магистрали (строительство в 1938–1984 гг.) протяженностью 3819 км. В настоящее время происходит реконструкция магистрали, в том числе по укладке бесстыкового пути с применением алюмотермитной сварки.



28 октября 2013

Спущен на воду эскадренный миноносец типа «Замволт». Эсминец «Замволт» является ключевой частью программы «SC-21» ВМС США. Программа, начатая в 1991 г., была направлена на создание семейства универсальных кораблей нового поколения. Эсминцы данной серии являются многоцелевыми и предназначены для атаки противника на побережье, борьбы с авиацией противника и огневой поддержки войск с моря. Разработка этого типа корабля — одно из самых последних достижений военной техники. При реализации этого проекта широко использовалась электродуговая сварка с повышенными требованиями к качеству сварных швов.



29 октября 1955

На севастопольском рейде затонул линкор «Новороссийск» (до 1948 г. корабль итальянского ВМФ «Джулио Чезаре»). Погибло 829 человек. В мае 1955 г. вошел в состав черноморского флота и несмотря на преклонный возраст (44 года) стал самым мощным боевым кораблем в СССР. Ремонтные работы проводились в Севастополе с широким применением сварки.



30 октября 1961

На Новой Земле было взорвано самое мощное взрывчатое устройство в истории человечества. Разработкой бомбы-изделия АН602 руководила АН СССР. Масса сварной бомбы составила 26,5 т, длина 8 м. Мощность взрыва 575 мегатонн в тротиловом эквиваленте.



31 октября 1935

Завод-изготовитель представил на полигонные и заводские испытания первый опытный вариант самолета ДИ-6 (ЦКБ-11) — советского двухместного истребителя. В процессе производства этого истребителя при сварке лонжеронов крыла впервые в СССР применялась атомно-водородная сварка. Фюзеляж ДИ-6 — ферменный, сварной из стальных труб, с легким наружным каркасом, обшитым в задней части полотном. Крылья — двухлонжеронные, сваренные из труб. Позже самолет начал выпускаться со сварными топливными баками.

