

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**

Ученые университетов Украины
д.т.н. **В. В. Дмитрик**, НТУ «ХПИ», Харьков,
д.т.н. **В. В. Квасницкий**,
НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Киев,
д.т.н. **В. Д. Кузнецов**,
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.т.н. **А. С. Зубченко**
ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ
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

Т. В. Юштина (отв. секр.)

Адрес редакции
ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ
03680, 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.org/10.15407/as
Подписной индекс 70031

Рекомендовано к печати Ученым советом
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

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

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Демченко В. Ф., Бои У., Кривцун И. В., Шуба И. В. Действующие значения электродинамических характеристик процесса сварки неплавящимся электродом с импульсной модуляцией тока дуги 3

Максимова С. В., Воронов В. В., Ковальчук П. В. Припой без бора и кремния для пайки жаропрочного никелевого сплава 15

Гайворонский А. А., Позняков В. Д., Маркашова Л. И., Шишкевич А. С., Ящук В. А., Клапатюк А. В. Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению металла зоны термического влияния при наплавке железнодорожных колес 22

Борисов Ю. С., Кузнецов М. В., Ткаченко Б. Т., Волос А. В., Задоя В. Г., Капитанчук Л. М., Гудыменко А. И., Горбань В. Ф. Исследование процесса получения структуры и свойств магнетронных нанослойных FeAl-покрытий 29

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Пащин Н. А. Разработка технологии и оборудования для снижения остаточных напряжений и правки сварных конструкций с использованием электродинамической обработки 37

Качинский В. С., Кучук-Яценко С. И. Формирование соединений при сварке толстостенных труб из высокопрочных сталей дугой, управляемой магнитным полем 47

Рябцев И. А., Бабинец А. А., Коржик В. Н., Ситко А. И., Чжан Юйпэн. Оборудование и технология антикоррозионной электрошлаковой наплавки двумя лентами 55

Троицкий В. А., Михайлов С. Р., Пастовенский Р. О. Современные достижения в радиационном контроле (Обзор) 61

ХРОНИКА

Международная конференция «Роботизация и автоматизация сварочных процессов» 69

Встреча в ИЭС с руководством Украинско-Арабского Делового Совета 71

Автоматичне Зварювання

Виходить 12 разів на рік з 1948 р.

Головний редактор **Б. Є. Патон**

ЗМІСТ

НАУКОВО-ТЕХНІЧНИЙ РОЗДІЛ

- Демченко В. Ф., Бої У., Кривцун І. В., Шуба І. В.*
Діючі значення електродинамічних характеристик
процесу зварювання неплавким електродом з
імпульсною модуляцією струму дуги 3
- Максимова С. В., Воронов В. В., Ковальчук П. В.*
Припій без бору і кремнію для пайки жароміцного
нікелевого сплаву 15
- Гайворонський О. А., Позняков В. Д., Маркашова
Л. І., Шишкевич А. С., Ящук В. А., Клапатюк
А. В.* Підвищення опору крихкому руйнуванню
металу зони термічного впливу при наплавленні
залізничних коліс 22
- Борисов Ю. С., Кузнєцов М. В., Ткаченко Б. Т.,
Волос О. В., Задоя В. Г., Капітанчук Л. М., Гуди-
менко О. І., Горбань В. Ф.* Дослідження процесу
отримання структури і властивостей магнетрон-
них нанослойних FeAl-покриттів 29

ВИРОБНИЧИЙ РОЗДІЛ

- Лобанов Л. М., Пащин М. О.* Розробка технології
та обладнання для зниження залишкових нап-
ружень та виправлення зварних конструкцій
з використанням електродинамічної обробки 37
- Качинський В. С., Кучук-Яценко С. І.* Формування
з'єднань при зварюванні товстостінних труб з
високоміцних сталей дугою, керованою магніт-
ним полем 47
- Рябцев І. О., Бабінець А. А., Коржик В. М., Сітко
О. І., Чжан Юйпен.* Устаткування і технологія
антикорозійного електрошлакового наплавлення
двома стрічками 55
- Троїцький В. О., Михайлов С. Р., Пастовенсь-
кий Р. О.* Сучасні досягнення в радіаційному
контролі (Огляд) 61

ХРОНІКА

- Міжнародна конференція «Роботизація та
автоматизація зварювальних процесів» 69
- Зустріч в ІЕЗ з керівництвом Українсько-Араб-
ської Ділової Ради 71

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

Адреса редакції

03680, Україна, м. Київ-150, вул.Казимира Малевича, 11
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України
Тел./Факс: (044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Avtomaticheskaya Svarka (Automatic Welding)

Published since 1948 12 times a year

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Demchenko V. F., Boi U., Krivtsun I. V., Shuba I. V.*
Effective values of electrodynamic characteristics
of the process of nonconsumable electrode welding
with pulse modulation of arc current 3
- Maksymova S. V., Voronov V. V., Kovalchuk P. V.*
Brazing alloy without boron and silicon for brazing
of heat-resistant nickel alloys 15
- Haivoronskyi O. A., Poznyakov V. D., Markashova
L. I., Shishkevich A. S., Yashchuk V. A. and Kla-
patyuk A. V.* Increase of brittle fracture resistance
of metal of heat-affected zone in railway wheel
surfacing 22
- BorISOV Yu. S., Kuznetsov M. V., Tkachenko B. T.,
Volos A. V., Zadoya V. G., Kapitanchuk L. M.,
Gudymenko A. I., Gorban V. F.* Investigation of
process of formation of structure and properties
of magnetron nanolayer FeAl-coatings 29

INDUSTRIAL

- Lobanov L. M., Pashchin N. A.* Development of
technology and equipment for reduction of residual
stresses and straightening of welded structures
with the use of elect-rodynamic treatment 37
- Kachinskii V. S., Kuchuk-Yatsenko S. I.* Joint
formation in magnetically-impelled arc butt welding
of thick-walled pipes from high-strength steels 47
- Ryabtsev I. A., Babinets A. A., Korzhik V. N., Sitko
A. I., Zhan Yuipeng.* Equipment and technology
of anti-corrosion electroslog surfacing applying
two strips 55
- Troitskiy V. A., Mikhailov S. R. and Pastovenskiy
R. O.* Current achievements in radiation testing
(Review) 61

NEWS

- International Conference «Robotization and
Automation of Welding Processes» 69
- Meeting with management of Ukrainian-Arab
Business Council at PWI 71

«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., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel./Fax: (38044) 200-82-77, 200-63-02
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

ДЕЙСТВУЮЩИЕ ЗНАЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕССА СВАРКИ НЕПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ С ИМПУЛЬСНОЙ МОДУЛЯЦИЕЙ ТОКА ДУГИ

В. Ф. ДЕМЧЕНКО, У. БОИ, И. В. КРИВЦУН, И. В. ШУБА

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Статья посвящена анализу влияния импульсной модуляции сварочного тока на действующие (эффективные) значения электродинамических характеристик процесса сварки неплавящимся электродом. В первой части статьи анализируются возможности повышения действующего значения тока дуги за счет выбора оптимальных временных и токовых параметров импульсной модуляции. Рассматривается достаточно общий случай модуляции тока импульсами трапециoidalной формы (как частные случаи — прямоугольный и треугольный импульсы). Во второй части изучается распределение действующих значений электромагнитных и динамических характеристик модулированного тока в сварочной ванне, исходя из нестационарной модели дугового разряда и модели электромагнитных процессов в свариваемом металле. В качестве характерного примера рассматривается силовое воздействие модулированного тока на металл сварочной ванны при модуляции тока треугольными импульсами с паузами на частоте 10 кГц. Анализируется влияние динамических эффектов в импульсной дуге на распределение в металле действующих значений электродинамических характеристик — центростремительной составляющей силы Лоренца и магнитного давления. Делается вывод о том, что при оптимальной форме импульсов тока динамические эффекты, возникающие в нестационарной дуге, способны существенно повысить его силовое воздействие на металл сварочной ванны при сварке неплавящимся электродом с высокочастотной модуляцией тока по сравнению со сваркой на постоянном токе, совпадающем по величине с действующим значением модулированного тока. Библиогр. 19, рис. 13.

Ключевые слова: сварка неплавящимся электродом, импульсная модуляция тока, электродинамические характеристики, действующие значения, металл сварочной ванны, математические модели

Импульсная модуляция тока дуги при сварке неплавящимся электродом (ТИГ) является одним из эффективных способов управления характеристиками теплового и динамического воздействия дуги на свариваемый металл. Варьируя параметры модуляции сварочного тока, такие как частота, скважность, амплитуда и форма импульсов, можно в достаточно широких пределах изменять глубину и форму проплавления металла, термический цикл сварки, а следовательно, влиять на структуру и свойства металла шва и околошовной зоны, снижать остаточные напряжения и деформации сварного изделия. Для определения оптимальных значений параметров импульсной модуляции сварочного тока необходимо иметь достоверные данные относительно влияния каждого из них на характер протекания тепловых, электромагнитных, газо- и гидродинамических процессов в дуговой плазме и в свариваемом металле.

Вопросам экспериментального изучения и математического моделирования процессов, протекающих в дуговой плазме, на поверхности и в объеме свариваемого металла при ТИГ сварке с импульсной модуляцией тока дуги посвящено большое количество работ [1–12]. При этом рассматриваются режимы с низкочастотной (частота модуляции $F < 10$ Гц) [1, 2, 6, 7, 9, 10], среднечастотной ($F \leq 5$ кГц) [2, 4, 5] и высокочастотной ($F > 10$ кГц) [2, 3, 8, 11, 12] модуляцией сварочного тока. Однако в большинстве перечисленных публикаций (за исключением работ [2, 4]) практически не уделяется внимания исследованию влияния формы импульсов тока на характер протекания нестационарных процессов тепло-, массо- и электропереноса в рассматриваемой системе, а также на действующие (эффективные) значения характеристик указанных процессов. Кроме того, в работах, посвященных детальному численному моделированию процесса ТИГ сварки модулированным током [6, 7, 9, 10], рассматривается только низкочастотная модуляция тока дуги. Поэтому целью настоящей работы является теоретическое исследование и численный анализ влияния формы импульсов сварочного тока в широком диапазоне частот модуляции на действующие значения электромагнитных характеристик, определяющих тепловое и, особенно, динамическое (силовое) воздействие дуги с тугоплавким катодом на свариваемый металл.

Основные положения. Пусть $I(t)$ — периодически изменяющийся во времени t ток дуги, предполагаемый однополярным; $\tau = 1/F$ — период модуляции тока; $I_A = \langle I \rangle$, $I_E = \sqrt{\langle I^2 \rangle}$ — его среднее и действующее (эффективное) значения, соответственно. Здесь и далее $\langle \phi \rangle$ означает среднеинте-

гральное значение функции $\phi(t)$ на интервале $[0, \tau]$:

$$\langle \phi \rangle = \frac{1}{\tau} \int_0^{\tau} \phi(t) dt.$$

Под действующим значением переменного тока обычно понимается такая величина постоянного тока, который создает тепловой эффект, совпадающий с тепловым эффектом переменного тока. При постоянном омическом сопротивлении R проводящей среды тепловая мощность W , генерируемая постоянным током I , выражается через квадрат тока по закону Джоуля–Ленца: $W = I^2 R$. Тогда в соответствии с приведенной трактовкой величины действующего значения переменного тока имеет место равенство $W = W_E$, где $W_E = I_E^2 R$ — эффективная тепловая мощность переменного тока.

В случае сварки неплавящимся электродом с импульсной модуляцией тока дуги данная трактовка действующего значения тока является справедливой лишь при рассмотрении процессов токопереноса и тепловложения в свариваемом металле, удельное электрическое сопротивление которого слабо зависит от величины протекающего тока. В то же время из-за высокой электропроводности металлов тепловой эффект тока, текущего в свариваемом металле, оказывается незначительным, поэтому действующее (эффективное) значение тока как определяющая характеристика тепловых процессов в свариваемом изделии, не является значимой. В отличие от этого джоулев нагрев дуговой плазмы оказывает решающее влияние на ее тепловое состояние. Однако в соответствии с вольт-амперной характеристикой дуги напряжение на дуге U (сопротивление R дугового промежутка) существенно зависит от величины протекающего тока [3, 13]. Поэтому тепловую мощность W_E дуги при импульсной модуляции тока следует определять путем усреднения произведения тока дуги на напряжение

$$W_E = \langle IU \rangle = \frac{1}{\tau} \int_0^{\tau} I(t) U(t) dt$$

[3], т. е. в виде, который напрямую не выражается через квадрат действующего значения тока.

Воздействие сварочного тока на дуговую плазму и свариваемый металл не исчерпывается генерацией тепловой энергии. Другой важной характеристикой такого воздействия является электромагнитная сила, возникающая в результате взаимодействия тока дуги с собственным магнитным полем. Действие этой силы проявляется двояким образом. С одной стороны, результирующий газодинамический напор потока дуговой плазмы деформирует свободную поверхность сварочной ванны, в результате чего источник нагрева смеща-

ется вглубь свариваемого металла, способствуя тем самым увеличению глубины проплавления. С другой стороны, электромагнитная сила, действующая на расплавленный металл в сварочной ванне, интенсифицирует конвективный перенос энергии с наиболее нагретой центральной части поверхности ванны к ее донной части, что также способствует увеличению глубины проплавления [14].

Обратимся теперь к рассмотрению теплового и динамического воздействия на свариваемый металл модулированного тока. Для этой цели выполним оценку времен релаксации теплового и гидродинамического состояния металлического расплава при его возмущении за счет внешнего воздействия, которое в контексте обсуждаемой проблемы будем связывать с импульсным изменением сварочного тока. Пусть $Fo^{(T)} = a\bar{t} / \bar{t}^2$ и $Fo^{(V)} = \nu\bar{t} / \bar{t}^2$ — соответственно тепловой и гидродинамический критерии Фурье. Здесь: a — коэффициент температуропроводности свариваемого металла; ν — коэффициент кинематической вязкости расплава; \bar{t} — характерный геометрический размер сварочной ванны, \bar{t} — характерное время. Как обычно принято, будем полагать, что за времена $\bar{t}^{(T)}$, $\bar{t}^{(V)}$, при которых значения критериев $Fo^{(T)}$ и $Fo^{(V)}$ достигают единицы, происходит релаксация возмущения теплового и гидродинамического состояния металла, обусловленного действием возмущающего внешнего фактора. Выбирая характерный размер сварочной ванны $\bar{t} \approx 0,5$ см и принимая во внимание, что для нержавеющей стали, например, $a = 0,07$ см²/с, $\nu = 0,07$ см²/с [6], получим: $\bar{t}^{(T)}$, $\bar{t}^{(V)} \approx 3,6$ с. Эти, весьма приближенные расчеты, позволяют оценить длительность переходных процессов тепло-, массопереноса в сварочной ванне величиной порядка нескольких секунд. С уверенностью можно утверждать, что при частотах модуляции $F > 100$ Гц (период модуляции $\tau < 10^{-2}$ с) тепловые и гидродинамические процессы в сварочной ванне являются чувствительными не к текущим, изменяющимся во времени, характеристикам электромагнитного поля, а к их значениям, усредненным за период модуляции тока.

В работе [14] показано, что при точечной ТИГ сварке на постоянном токе объемная плотность электромагнитной силы в сварочной ванне, возбуждаемой протекающим через нее электрическим током, пропорциональна $I^2(r, z)$, где $\{r, z\}$ — цилиндрическая система координат, ось OZ которой направлена перпендикулярно поверхности свариваемого металла; $I(r, z) = 2\pi \int_0^r j_z(r', z) r' dr'$ — ток, текущий в круге радиуса r , выбранном в произвольном аксиальном сечении z ванны; $j_z(r, z)$ — аксиальная компонента плотности тока. Соглас-

но проведенной выше оценке характерных времен $\bar{t}^{(r)}$, $\bar{t}^{(v)}$, при сварке модулированным током с частотой $F > 100$ Гц, силовое воздействие тока дуги на металл сварочной ванны выражается через величину $\langle I^2(r, z) \rangle$, т. е. зависит от действующего (эффективного) значения квадрата тока, протекающего через круг выбранного радиуса. Заметим, что, в отличие от определения действующего значения тока по его тепловому эффекту, эта характеристика никоим образом не связана с омическим сопротивлением металла. Поэтому понятию действующего значения тока при ТИГ сварке модулированным током можно придать другое, более общее содержание, базирующееся не на тепловом, а на силовом воздействии тока на свариваемый металл.

Очевидно, что, чем больше квадрат действующего значения сварочного тока I_E^2 , тем больше его распределенная характеристика $\langle I^2(r, z) \rangle$ и, соответственно, тем больше эффективное силовое воздействие тока дуги на свариваемый металл. При заданной средней величине модулированного тока I_A максимальную величину его действующего значения I_E можно обеспечить, выбрав надлежащим образом форму и временные параметры импульсов. Эта проблема рассматривается в первом разделе настоящей статьи для общего случая модуляции сварочного тока импульсами трапецеидальной формы, частными случаями которого являются треугольные и прямоугольные импульсы. Во втором разделе представлены результаты численного анализа действующих (усредненных по периоду модуляции) электродинамических характеристик, распределенных в объеме свариваемого металла, при ТИГ сварке с импульсной модуляцией тока. Основное внимание при анализе этих результатов уделяется силовому воздействию тока дуги на металл сварочной ванны, а также его влиянию на интенсивность возбуждаемых в ней гидродинамических потоков.

1. Действующее значение модулированного тока. Рассмотрим модулированный ток $I(t)$ в виде однополярных импульсов трапецеидальной формы с паузами между ними (рис. 1, а). Среднее значение такого тока может быть представлено в виде $I_A = (1 - \alpha)I_1 + \alpha I_2$, где $\alpha = \frac{\tau_3 + \tau_2 - \tau_1}{2\tau}$ ($0 \leq \alpha \leq 1$); τ_1 , $\tau_3 - \tau_2$ — длительности

переднего и заднего фронтов; $\tau_2 - \tau_1$ — длительность «полочки» импульса, где ток поддерживается постоянным, равным I_2 ; $\tau - \tau_3$ — длительность паузы (см. рис. 1, а). Таким образом, среднее значение модулированного тока выражается через значения тока в паузе I_1 и максимального тока в импульсе I_2 , а также через безразмерный временной параметр α . Введем в рассмотрение еще два безразмерных параметра $\xi = \tau_3 / 2\tau$ ($0 < \xi \leq \frac{1}{2}$) и $\gamma = (\tau_2 - \tau_1) / \tau_3$ ($0 \leq \gamma \leq 1$). Первый из них характеризует относительную длительность импульса (жесткость режима) и связан со скважностью импульсов $s = \tau / \tau_3$ соотношением $\xi = 1 / 2s$, а второй представляет собой относительную длительность «полочки» импульса и характеризует его форму (при $\gamma = 0$ трапецеидальный импульс становится треугольным, а при $\gamma = 1$ — прямоугольным). В итоге безразмерный параметр α может быть выражен через ξ и γ следующим образом: $\alpha = \xi(1 + \gamma)$.

Для любого периодически изменяющегося тока $I(t)$ имеет место следующее представление:

$$I(t) = I_A + A\eta(t) \quad (1)$$

где $A = I_2 - I_1$ — амплитуда изменения тока; $\eta(t)$ — некоторая нормированная функция, содержащая информацию о форме и временных характеристиках импульсов тока. Согласно определению среднего значения тока, функция $\eta(t)$ должна удовлетворять условию

$$\int_0^\tau \eta(t) dt = 0. \quad (2)$$

В частности, для трапецеидального импульса, приведенного на рис. 1, а, функция $\eta(t)$ имеет вид (см. рис. 1, б):

$$\eta(t) = \begin{cases} \frac{t}{\tau_1} - \alpha, & 0 < t < \tau_1; \\ 1 - \alpha, & \tau_1 < t < \tau_2; \\ -\frac{t - \tau_2}{\tau_3 - \tau_2} + 1 - \alpha, & \tau_2 < t < \tau_3; \\ -\alpha, & \tau_3 < t < \tau. \end{cases} \quad (3)$$

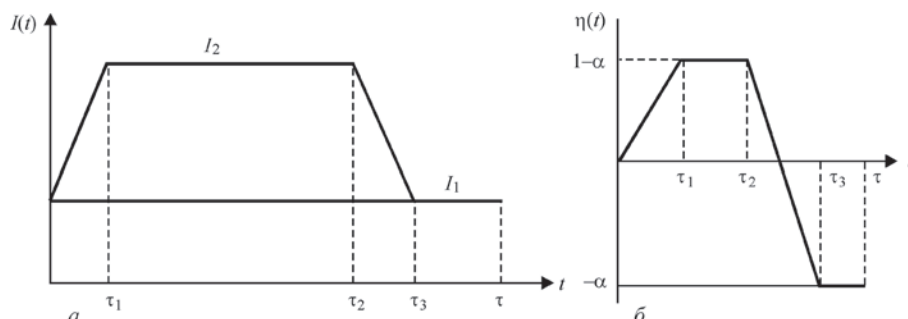


Рис. 1. Схематическое представление импульса тока дуги: а — трапецеидальный импульс с паузой; б — соответствующий нормированный импульс (функция $\eta(t)$)

Используя представление (1) и условие (2), можно получить следующее выражение для квадрата действующего значения тока

$$I_E^2 = I_A^2 + A^2 f(\xi, \gamma), \quad (4)$$

где $f(\xi, \gamma) = \langle \eta^2 \rangle$.

Опуская громоздкие выкладки, приведем окончательное выражение для функции $f(\xi, \gamma)$:

$$f(\xi, \gamma) = \xi \left[\frac{2}{3}(1+2\gamma) - \xi(1+\gamma)^2 \right],$$

поведение которой показано на рис. 2. Из явного вида этой функции следует, что действующее значение импульсного тока зависит от скважности и формы импульсов и не зависит от частоты их следования. Отметим также, что $f(\xi, \gamma) \geq 0$, т. е. квадрат действующего (эффективного) значения тока превосходит квадрат среднего тока.

Как следует из выражения (4), при заданном значении I_A существуют две возможности повышения действующего значения модулированного тока: первая — за счет увеличения амплитуды A ; вторая — путем выбора таких значений временных параметров импульса, при которых функция $f(\xi, \gamma)$ приобретает наибольшее значение. В первом случае за счет увеличения величины тока I_2 , в принципе, можно достичь сколь угодно большого значения I_E , уменьшая соответствующим образом длительность импульса с тем, чтобы обеспечить выполнение условия $I_A = \text{const}$. Учитывая квадратичную зависимость I_E^2 от амплитуды тока, этот способ является весьма эффективным, однако его использование ограничивается возможностями источника питания дуги (в известных авторах образцах оборудования $I_2 \leq 500$ А [8]). Поэтому представляет интерес рассмотреть второй способ увеличения I_E .

Будем в дальнейшем полагать, что величины I_1 , I_2 (или A), а также среднее значение тока I_A являются заданными и выберем параметры ξ , γ таким образом, чтобы функция $f(\xi, \gamma)$, входящая

в выражение (4), принимала наибольшее значение. Заметим, что при заданных значениях I_1 , A , I_A параметр $\alpha = \xi(1 + \gamma)$ определяется однозначно: $\alpha = (I_A - I_1) / A$. Поэтому при анализе численных значений функции $f(\xi, \gamma)$ следует рассматривать не весь диапазон изменения ξ , γ , а лишь те их значения, которые удовлетворяют уравнению $\xi(1 + \gamma) = \alpha$. Выражая из этого уравнения γ через ξ , α и подставляя его в выражение для $f(\xi, \gamma)$, получим $f(\xi, \alpha) = \frac{4}{3}\alpha - \alpha^2 - \frac{2}{3}\xi$. Эта функция монотонно убывает с увеличением ξ и имеет наибольшее значение при минимальном значении ξ_{\min} . В случае треугольных импульсов ($\gamma = 0$) из выражения $\xi = \alpha / (1 + \gamma)$ находим $\xi = \alpha$, а в случае прямоугольных импульсов ($\gamma = 1$) имеем $\xi = \alpha / 2$. Таким образом минимальное значение $\xi_{\min} = \alpha / 2$, обеспечивающее при заданном α наибольшее значение функции $f(\xi_{\min}, \alpha) = \alpha - \alpha^2$, достигается в случае $\gamma = 1$. Функция $\alpha - \alpha^2$ имеет максимум при $\alpha = 0,5$, что дает $\xi = 0,25$, т. е. данный набор безразмерных параметров соответствует прямоугольным импульсам в виде меандра.

Таким образом, при заданных I_1 , A , I_A из всех возможных вариаций рассматриваемых форм импульса наибольшая величина действующего значения тока $I_E = \sqrt{I_1^2 + I_A A + 0,5 A^2}$ достигается при подаче прямоугольных импульсов в виде меандра, при этом среднее значение тока составляет величину $I_A = I_1 + 0,5 A$.

Поскольку на практике достичь идеальной формы прямоугольных импульсов тока невозможно, представляет интерес исследовать поведение функции $f(\xi, \gamma)$ для общего случая трапецеидального импульса тока. Обозначим через $\tau_f = \tau_1 + \tau_3 - \tau_2$ суммарную длительность переднего и заднего фронтов импульса (см. рис. 1, а), определяемую параметрами источника питания и электрической цепи, содержащей сварочную дугу. В рассматриваемом случае минимальное значение ξ определяется следующим образом: $\xi_{\min} = \alpha / (2 - \bar{\tau}_f)$, где $\bar{\tau}_f = \tau_f / \tau_3$, что дает

$$f(\xi_{\min}, \alpha) = \frac{2}{3} \left(2 - \frac{1}{2 - \bar{\tau}_f} \right) \alpha - \alpha^2.$$

Эта функция имеет максимум, равный

$$f(\bar{\tau}_f) = \frac{1}{9} \left(2 - \frac{1}{2 - \bar{\tau}_f} \right)^2,$$

при

$$\alpha = \frac{1}{3} \left(2 - \frac{1}{2 - \bar{\tau}_f} \right).$$

Как следует из рис. 3, значение функции $f(\bar{\tau}_f)$ достаточно слабо зависит от суммарной длительности фронтов. Так, например, если τ_f составляет 50 % длительности импульса, величина $f(\bar{\tau}_f)$

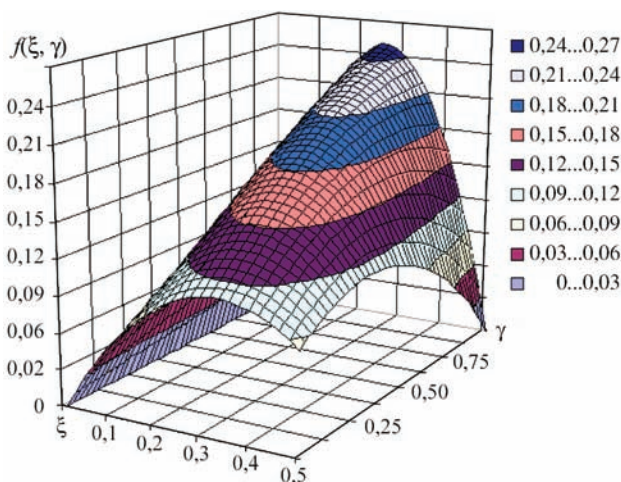


Рис. 2. Вид функции $f(\xi, \gamma)$

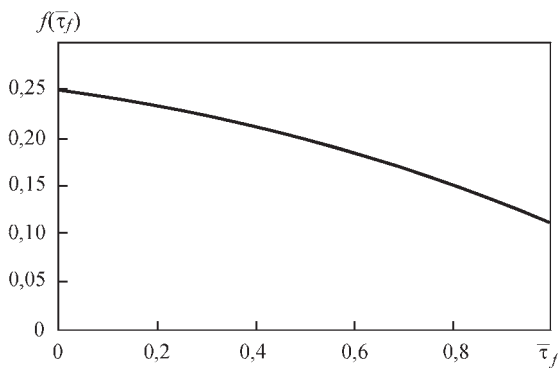


Рис. 3. Влияние относительной длительности фронтов импульса на $f(\bar{\tau}_f)$

уменьшается лишь на 20 % по сравнению с наилучшим значением, достигаемым при модуляции тока прямоугольными импульсами в виде меандра ($\bar{\tau}_f = 0$).

2. Распределение действующих (эффективных) значений характеристик электромагнитного поля тока дуги в свариваемом металле. Как было отмечено выше, при ТИГ сварке с модуляцией тока на частоте более 100 Гц воздействие электромагнитной силы на дуговую плазму и металл сварочной ванны определяются не текущим значением электромагнитной силы, а ее значением, усредненным по времени за период модуляции тока, т. е. действующей (эффективной) величиной силы. Выражение для вихревой составляющей этой силы в цилиндрической системе координат выписывается в точном соответствии с приведенным в [14] для постоянного тока дуги с тем лишь отличием, что $I^2(r, z)$ заменяется на $\langle I^2(r, z) \rangle$, а именно

$$\vec{F}_{rot}(r, z) = -\mu_0 \mu \frac{\langle I^2(r, z) \rangle}{4\pi^2 r^3} \vec{e}_r, \quad (5)$$

где μ — магнитная проницаемость металла; μ_0 — универсальная магнитная постоянная; \vec{e}_r — единичный радиус-вектор.

Исходя из уравнения магнитостатики [15] можно показать, что под воздействием силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$ в сварочной ванне возникает поле магнитного давления, средняя (за период модуляции тока) величина которого $\langle P_{mag}(r, z) \rangle$ определяется по формуле

$$\langle P_{mag}(r, z) \rangle = \frac{\mu_0 \mu}{4\pi^2} \int_r^\infty |\vec{F}_{rot}(r', z)| dr'. \quad (6)$$

В приближении магнитостатики радиальная компонента градиента магнитного давления $\langle P_{mag}(r, z) \rangle$ уравнивается силой $\vec{F}_{rot}(r, z)$, а его аксиальная составляющая уравнивается в полной системе уравнений гидродинамики силами немагнитного происхождения, в первую очередь силами инерции и вязкости [14].

Используем выражения (5), (6) для оценки действующих значений электромагнитной силы и магнитного давления в свариваемом металле при точечной ТИГ сварке модулированным током. Для проведения подобных расчетов требуется информация о распределении в объеме металла токовой характеристики $I(r, z, t)$ в течение одного периода модуляции тока. С этой целью были разработаны две математические модели: первая — модель дуги, горящей в нестационарном режиме; вторая — модель электромагнитных процессов в свариваемом металле при сварке модулированным током. Осесимметричная (2D) модель дуги постоянного тока [16] была модифицирована [17] с учетом нестационарности тепловой и газодинамической обстановки в дуговой плазме, обусловленной изменением во времени электрического тока (в соответствии с заданной формой импульса и частотой модуляции). Такая модель позволяет моделировать динамику горения нестационарного дугового разряда и получать расчетную информацию об изменяющихся во времени распределенных и интегральных характеристиках столба и анодной области дуги, в т. ч. распределения плотности электрического тока на поверхности свариваемого металла. Компьютерная реализация предложенной модели предусматривает подачу пачки импульсов в количестве, достаточном для установления повторяющегося от импульса к импульсу состояния дуговой плазмы.

При проведении вычислительных экспериментов, исследовалось горение аргоновой дуги длиной 3 мм с вольфрамовым катодом, анод предполагался неиспаряющимся, импульсная модуляция тока осуществлялась в виде подачи импульсов треугольной формы с паузами между ними (рис. 4) при следующих значениях токовых и временных параметров импульса: $I_1 = 30$ А, $I_2 = 345$ А ($A = 315$ А); $\tau_1 = \tau_2 = 20$ мкс, $\tau_3 = 70$ мкс, $\tau = 100$ мкс ($\xi = 0,35$, $\gamma = 0$), что соответствует $I_A = 140$ А, $I_E \approx 175$ А, $F = 10$ кГц. Временные параметры данного треугольного импульса тока являются практически оптимальными в том смысле, что они обеспечивают максимальную величину

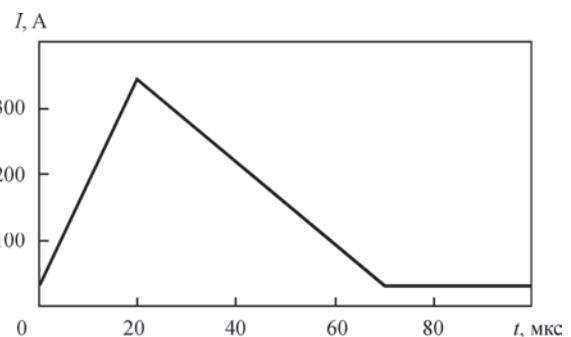


Рис. 4. Треугольный импульс тока с паузой

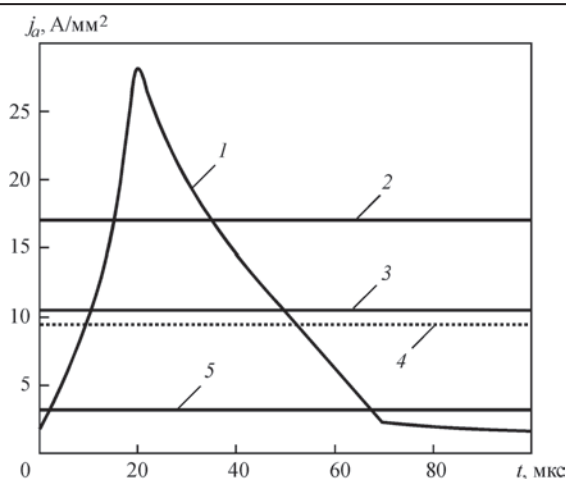


Рис. 5. Изменение во времени осевой плотности тока в области анодной привязки дуги

действующего значения тока при заданном его среднем значении (см. раздел 1).

При обсуждении результатов расчетов характеристик дуги модулированного тока, отдадим предпочтение анализу процессов, протекающих в анодной области дуги, оставляя без внимания ряд интересных особенностей нестационарных тепловых, газодинамических и электромагнитных процессов в ее столбе. Пусть $j_a(r, t)$ — распределение аксиальной компоненты плотности тока на аноде, рассчитанное с использованием модели дуги [17]. Рассмотрим сначала изменение во времени за один период модуляции осевого значения плотности тока $j_a(0, t)$. На рис. 5 изменение во времени указанной характеристики (кривая 1) дано в сопоставлении со значениями осевой плотности тока для стационарных дуг при токах $I = I_2, I_A, I_1$ (кривые 2, 3, 5, соответственно). На этом же рисунке приведено осевое значение усредненной за период модуляции плотности тока (пунктирная кривая 4). На рис. 6 приведены распределения плотности тока на аноде в различные моменты времени для переднего (рис. 6, а) и заднего (рис. 6, б) фронтов импульса. Штриховыми линиями на

рис. 6, а показаны соответствующие распределения для дуги постоянного тока при $I = 30, 140$ и 345 А.

Прежде, чем переходить к анализу нестационарного характера изменения плотности электрического тока на аноде, представленного на рис. 5, 6, дадим общую характеристику режима горения дуги с высокочастотной модуляцией тока. Согласно принятой терминологии при модуляции тока электрические процессы протекают в квазистационарном режиме, если их характеристики изменяются периодически с частотой модуляции тока и это изменение осуществляется в режиме последовательной смены стационарных состояний, соответствующих постоянному току, по величине совпадающему с текущим значением модулированного тока. В рассматриваемом здесь случае выполнение первого из этих условий достигается уже после подачи первых 5...6 импульсов, однако второе условие при частотах модуляции 10 кГц не выполняется. Это наглядно демонстрируют данные, представленные на рис. 5, 6. Эффект выраженного нестационарного характера изменения плотности электрического тока на аноде проявляется в том, что максимальная величина $j_a(0, t)$ (см. рис. 5, кривая 1) примерно в полтора раза превышает осевую плотность тока на аноде для стационарной дуги при токе $I = I_2 = 345$ А. Этот же эффект проявляется и в распределении электрического тока на аноде (см. рис. 6, а, кривая 3) и соответствующая ей штриховая кривая). Следовательно, можно сделать вывод о том, что в рассматриваемом случае дуга горит в нестационарном режиме, сопровождающемся существенным повышением плотности тока на аноде.

Наиболее простое объяснение данного эффекта может состоять в том, что быстро изменяющийся ток на переднем фронте импульса (см. рис. 4) пропускается через токовый канал столба дуги, размер которого в силу инерции газодинамических процессов в дуговой плазме не успевает отслеживать изменение $I(t)$ и продолжает сохра-

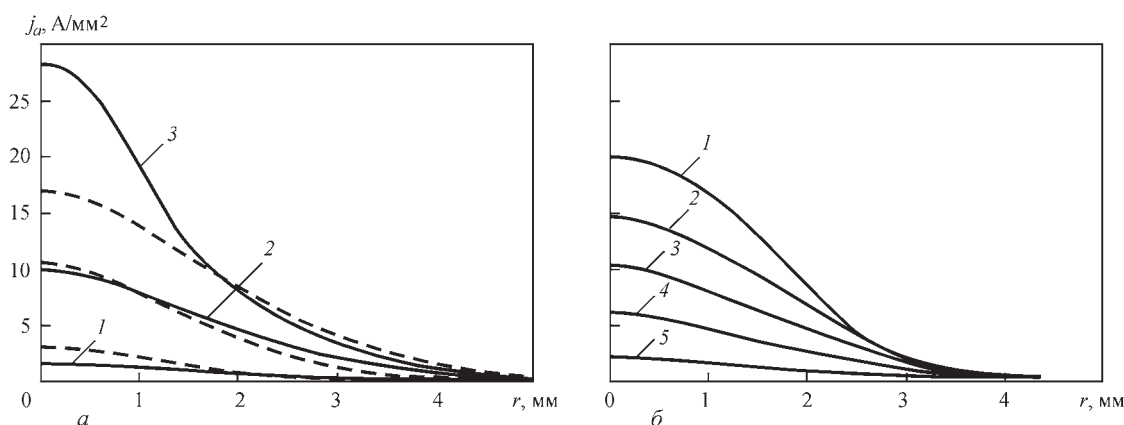


Рис. 6. Распределение плотности тока на аноде в различные моменты времени: а — передний фронт ($I - t = 0, I = 30$ А; 2 — $t = 10$ мкс, $I = 187$ А; 3 — $t = 20$ мкс, $I = 345$ А); б — задний фронт ($I - t = 30$ мкс, $I = 282$ А; 2 — $t = 40$ мкс, $I = 219$ А; 3 — $t = 50$ мкс, $I = 156$ А; 4 — $t = 60$ мкс, $I = 93$ А; 5 — $t = 70$ мкс, $I = 30$ А)

нять размеры, близкие к тем, которые он имел в начале периода модуляции (при малой величине тока). Однако, как показывает анализ других динамически изменяющихся характеристик дугового разряда, такой механизм повышения плотности электрического тока на аноде не является единственным, т. е. существуют и иные причины, обуславливающие экстремальный характер изменения $j_a(0, t)$, и эти причины связаны не со столбом дуги, а с прианодной областью плазмы.

Рассмотрим изменение во времени радиального распределения температуры прианодной плазмы $T_a(r, t)$ (рис. 7, а) в течение первых 40 мкс с момента начала импульса, из которых 20 мкс приходится на его передний фронт. При токе $I = 30$ А ($t = 0$) осевое значение температуры прианодной плазмы составляет 7736 К (см. рис. 7, а, кривая 1). При увеличении тока до 345 А ($t = 20$ мкс) температура возрастает до 8960 К и продолжает увеличиваться на протяжении последующих 10 мкс (распределения температуры в эти моменты времени отображаются на рис. 7, а кривыми 2, 3). Примечательно, что повышение $T_a(r, t)$ ограничивается кругом, радиус которого не превышает 3 мм; при больших значениях r температура прианодной плазмы не претерпевает изменения по сравнению с той, которую она приобрела во время паузы (следствие инерционности тепловых и газодинамических процессов в столбе дуги).

Локальное повышение температуры плазмы (во времени и в пространстве) приводит к изменению радиального распределения анодного падения потенциала $U_a(r, t) = -\Delta\phi(r, t)$, которое зависит от распределения плотности электрического тока на аноде и температуры прианодной плазмы [16]. Эту зависимость иллюстрируют представленные на рис. 7, б результаты расчета динамики распределения величины $\Delta\phi$, которая фактически представляет собой потенциал прианодной плазмы на границе со столбом дуги при условии, что потенциал поверхности анода принят постоянным и равным нулю.

При малом токе $I = 30$ А ($t = 0$) граница прианодной плазмы со столбом дуги является практически изопотенциальной ($\Delta\phi \approx 2,5$ В — рис. 7, б, кривая 1), так что в ней вектор плотности тока направлен по нормали к поверхности анода. С увеличением осевого значения температуры прианодной плазмы более, чем на 1000 К (см. рис. 7, а, кривые 2–4) эта граница становится существенно неизопотенциальной, причем таким образом, что величина потенциала уменьшается вдоль поверхности анода, достигая перепада около 1 В на расстоянии 3 мм от центра области анодной привязки. Из-за неравномерного распределения анодного падения потенциала в прианодной плазме

появляется радиальная компонента вектора плотности тока, направленная от центра к периферии анодной области, которая создает возможность радиальной разгрузки тока, вытекающего из анода. Именно за счет более свободного растекания тока из анода в дуговую плазму и достигается эффект локального повышения плотности тока на аноде. Впервые эффект контрагирования тока дуги на аноде, обусловленный дополнительным локальным нагревом дуговой плазмы, был обнаружен в работе [18] в условиях гибридной (ТИГ + CO₂-лазер) сварки.

В завершение этого анализа укажем на еще одну возможную причину повышения плотности тока при высокочастотной модуляции тока (см. рис. 5, 6). В области низких температур аргоновой плазмы (порядка 7...12 кК) ее удельная электропроводность заметно возрастает с ростом температуры, в то время как при температурах выше 20 кК электропроводность плазмы слабо зависит от температуры. Таким образом, повышение температуры дуговой плазмы при увеличении тока мало изменяет электрофизические свойства столба дуги и в то же время создает область повышенной электропроводности в приосевых областях прианодной плазмы. Такая особенность также может способствовать увеличению плотности тока в центральной части области анодной привязки дуги.

Вернемся теперь к проблеме силового воздействия модулированного тока на свариваемый металл. Расчет распределения тока в свариваемой пластине толщиной 10 мм выполнялся с использованием осесимметричной (2D) модели электрических процессов, описанной в работе [14]. Для

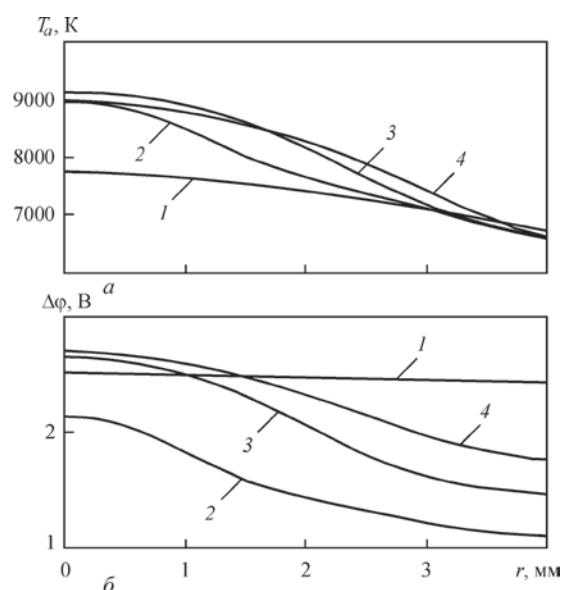


Рис. 7. Распределение температуры (а) и потенциала (б) прианодной плазмы вдоль ее границы со столбом дуги: 1 — $t = 0$, $I = 30$ А; 2 — $t = 20$ мкс, $I = 345$ А; 3 — $t = 30$ мкс, $I = 282$ А; 4 — $t = 40$ мкс, $I = 219$ А

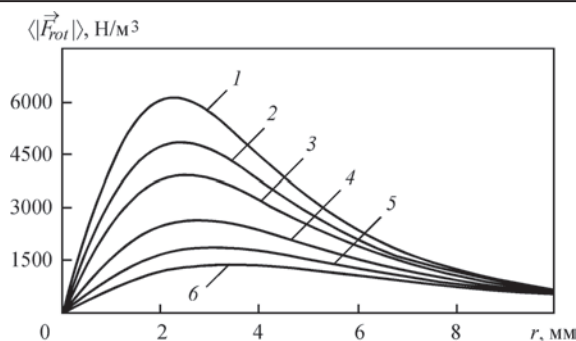


Рис. 8. Распределение действующего значения вихревой составляющей электромагнитной силы в различных аксиальных сечениях свариваемой пластины: 1 — $z = 0$; 2 — 0,25; 3 — 0,5; 4 — 1,0; 5 — 1,5; 6 — 2,0 мм

каждого момента времени t_k в течение одного периода модуляции тока ($t_k \in [0, \tau]$, $k = 1 \dots 100$) на поверхности анода ($z = 0$) задавалось распределение аксиальной плотности тока $j_a(r, t_k)$, которое определялось на основе компьютерной модели нестационарной дуги для импульса тока, представленного на рис. 4. На нижней поверхности пластины ($z = 10$ мм) скалярный потенциал электрического поля полагался постоянным (равным нулю); на оси симметрии и на достаточно большом расстоянии от оси ($R = 50$ мм) радиальная компонента вектора плотности тока задавалась равной нулю. В каждый момент времени t_k рассчитывалось векторное поле плотностей токов $\vec{j}(r, z, t_k)$, с использованием которого находилось распределение $I^2(r, z, t_k)$. Среднее значение соответствующей характеристики $\langle I^2(r, z) \rangle$ вычислялось методом численного интегрирования по квадратурной формуле прямоугольников. Действующая величина вихревой составляющей электромагнитной силы определялась по формуле (5), а создаваемое этой силой магнитное давление — по формуле (6). Результаты расчетов указанных характеристик представлены на рис. 8, 9.

Поскольку объемная плотность вихревой составляющей электромагнитной силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$ квадратично зависит от напряженности магнит-

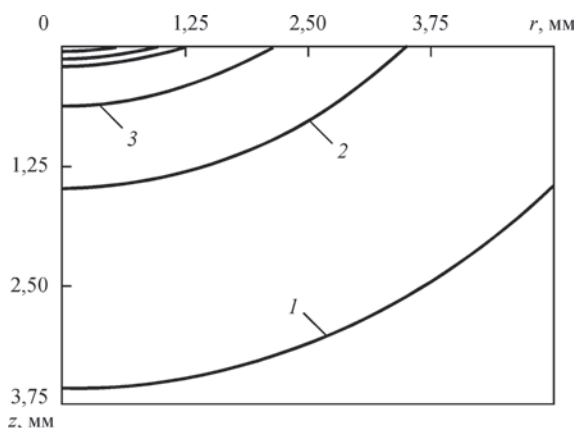


Рис. 9. Изобары усредненного магнитного давления в сварочной ванне: 1 — $\langle P_{mag}(r, z) \rangle = 5$; 2 — 15; 3 — 30 Па (кривые в верхней части рисунка соответствуют 45, 50, 55 Па)

ного поля $H_\theta(r, z)$ (см. [14]), то характер распределения по радиусу $\langle \vec{F}_{rot}(r, z) \rangle$ (см. рис. 8) является аналогичным распределению $H_\theta(r, z)$, включая положение радиуса, на котором достигается максимум вихревой составляющей силы. Максимальная величина $\langle \vec{F}_{rot}(r, z) \rangle$ быстро убывает по мере удаления от поверхности анода вглубь сварочной ванны, уменьшаясь более чем в четыре раза при $z = 2$ мм. Еще более концентрированным вблизи поверхности свариваемого металла оказывается поле магнитного давления (см. рис. 9), наибольший перепад которого достигается в слое расплава толщиной 1 мм, расположенном непосредственно под поверхностью ванны.

Представляет интерес сопоставить магнитное давление и его аксиальный градиент при сварке модулированным током с соответствующими характеристиками для постоянного тока $I = \text{const}$. На рис. 10, 11 результаты соответствующих расчетов при $I = I_A = 140$ А и $I = I_E = 175$ А представлены в сравнении с характеристиками для случая модулированного тока. Как и следовало ожидать, магнитное давление при сварке на модулированном токе, существенно превышает магнитное давление постоянного тока, по величине совпадающего со средним значением модулированного тока. Однако превышение $\langle P_{mag} \rangle$ над P_{mag} при $I = I_E = 175$ А требует объяснений. Причиной такого превышения служат динамические процессы в дуге, протекающие при сварке модулированным током высокой частоты, в частности — экстремальное поведение плотности тока на переднем фронте импульса (см. рис. 5, 6).

Отметим, что в рассматриваемом случае максимальная величина магнитного давления составляет менее 0,1 % атмосферного, однако из-за его высокой концентрации вблизи поверхности сварочной ванны, радиальная и, особенно, аксиальная компоненты градиента магнитного давления оказываются весьма значительными (см. рис. 9, 11).

Проиллюстрируем последнее утверждение. Для этого используем уравнение движения вязкой

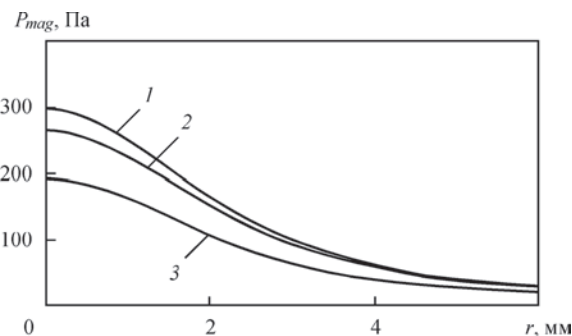


Рис. 10. Распределение магнитного давления на поверхности сварочной ванны: $\langle P_{mag} \rangle$ для дуги модулированного тока (кривая 1); P_{mag} для стационарных дуг при $I = I_E = 175$ А; (кривая 2) и $I = I_A = 140$ А (кривая 3)

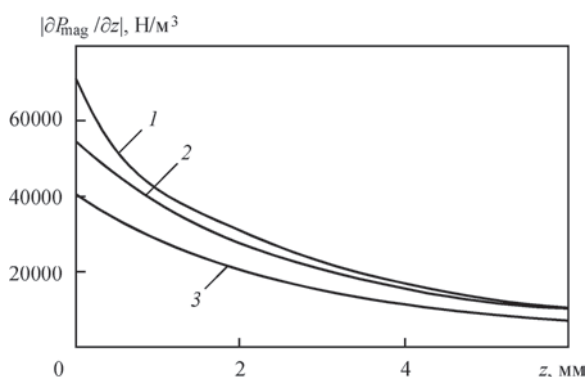


Рис. 11. Распределение осевого значения аксиальной компоненты градиента магнитного давления: 1 — $I = I(t)$ (модулированный ток); 2 — $I = I_A = 140$ А; 3 — $I = I_E = 175$ А

несжимаемой жидкости в цилиндрической системе координат $\{r, z\}$, которое является проекцией баланса объемных сил на ось z . Будем полагать движение расплава стационарным, а давление в жидкой фазе — усредненным магнитным давлением $\langle P_{mag} \rangle$. Обозначим через $\vec{V}(r, z)$ вектор скорости движения жидкого металла; ρ — его плотность. В результате получим:

$$\rho \left(V_r \frac{\partial V_z}{\partial r} + V_z \frac{\partial V_z}{\partial z} \right) = - \frac{\partial \langle P_{mag} \rangle}{\partial z} + \nu \Delta V_z. \quad (7)$$

Учтем, что при $r = 0$, в силу условий осевой симметрии рассматриваемого течения, радиальная компонента вектора скорости равна нулю, тогда, пренебрегая силами вязкого трения, из (7) получим

$$\frac{\rho}{2} \frac{\partial \bar{V}_z^2}{\partial z} = - \frac{\partial \langle \tilde{P}_{mag} \rangle}{\partial z},$$

откуда следует уравнение Бернулли для идеальной жидкости:

$$\frac{\rho}{2} [V_z^2(0, z) - V_z^2(0, 0)] = \langle P_{mag}(0, 0) \rangle - \langle P_{mag}(0, z) \rangle.$$

Поскольку аксиальную компоненту скорости движения металла на поверхности ванны ($z = 0$) можно считать равной нулю, из уравнения Бернулли следует простая формула для приближенной

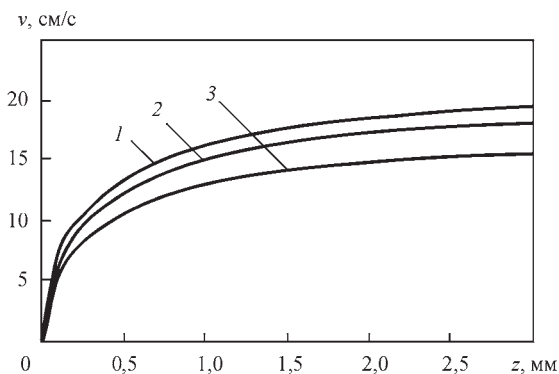


Рис. 12. Осевое изменение аксиальной компоненты вектора скорости движения металла сварочной ванны ($\rho = 7040$ кг/м³, обозначения кривых те же, что и на рис. 11)

оценки аксиальной скорости течения расплава на оси симметрии ванны ($r = 0$):

$$V_z(0, z) = \sqrt{\frac{2 \left(\langle P_{mag}(0, 0) \rangle - \langle P_{mag}(0, z) \rangle \right)}{\rho}}. \quad (8)$$

Приведенные на рис. 12 результаты расчетов по этой формуле для стали свидетельствуют о том, что под воздействием градиента магнитного давления в сварочной ванне возникает достаточно интенсивное нисходящее (в сторону дна ванны) течение расплава, которое способно транспортировать перегретый металл из наиболее горячей приповерхностной области вглубь расплава и за счет этого увеличивать глубину проплавления, причем наиболее заметно этот эффект проявляется при импульсной модуляции сварочного тока.

Обсуждение результатов. Действующее (эффективное) значение модулированного тока напрямую не определяет количество зарядов, переносимых в единицу времени через сечение проводника, а является косвенным параметром, который характеризует тепловое и силовое воздействие тока на проводящую среду в сопоставлении с воздействием постоянного тока соответствующей величины. Однако именно эти два вида воздействия являются наиболее значимыми для технологических результатов дуговой сварки, прежде всего, с точки зрения их влияния на глубину и форму проплавления металла. Поэтому теоретический анализ процессов, протекающих в дуговой плазме и в свариваемом металле, представляется весьма важным для выявления скрытых возможностей ТИГ сварки с высокочастотной импульсной модуляцией тока.

Проведенный в первом разделе анализ зависимости действующего значения модулированного тока от параметров режима модуляции свидетельствует о том, что данная характеристика не зависит от частоты модуляции и определяется лишь формой и скважностью импульсов тока. Этот почти очевидный результат распространяется также и на другие формы импульса, отличные от рассмотренной здесь трапецеидальной. При выбранной величине среднего тока за счет подходящего выбора временных параметров импульсной модуляции можно обеспечить наибольшую величину действующего значения тока, а следовательно, повышенное силовое и тепловое воздействие модулированного тока как на дуговую плазму, так и на металл сварочной ванны. Здесь следует отметить, что действующее значение модулированного тока, как его интегральная характеристика, однозначно не определяет тепловую мощность дугового разряда, поскольку напряжение на дуге также зависит от силы тока, изменяющейся в процессе прохождения импульса тока. В работе [19] показано, что динамическая вольтамперная ха-

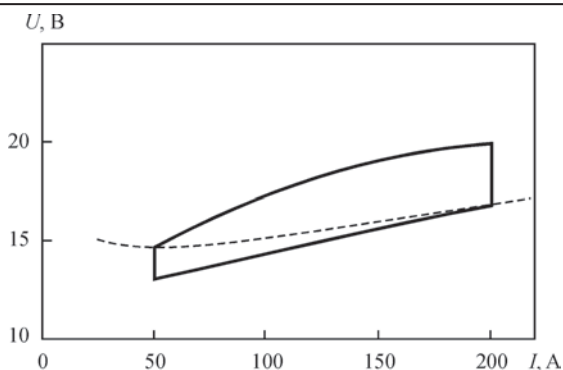


Рис. 13. Динамическая вольтамперная характеристика нестационарной аргоновой дуги длиной 3 мм с длительностью переднего фронта импульса 20 мкс

рактика нестационарной дуги, образует петлю гистерезиса (см. также [13]), охватывающую (рис. 13) вольт-амперную характеристику дуги постоянного тока. Чем меньше длительность переднего фронта импульса, тем больше размах петли гистерезиса, а следовательно, тем больше различие между мощностью нестационарной дуги и мощностью дуги постоянного тока, по величине совпадающего с эффективным значением модулированного тока. Поэтому при высокочастотной дуговой сварке действующее значение мощности дуги следует определять путем усреднения произведения текущих значений тока и напряжения. При цифровом измерении тока и напряжения с компьютерной регистрацией сигналов определение средней электрической мощности модулированного тока не представляет трудностей, однако теоретический анализ этой характеристики требует привлечения модели дугового разряда с описанием как столба дуги, так и ее приэлектродных областей. Исследования в этом направлении еще предстоит выполнить, в том числе и экспериментальным путем.

Вывод о том, что величина действующего значения тока не зависит от частоты модуляции, отнюдь не означает, что величина F не влияет на тепловые и гидродинамические процессы, протекающие в свариваемом металле. Во втором разделе установлено, что силовое взаимодействие модулированного тока с собственным магнитным полем определяется не квадратом действующего значения тока, а его распределенным в объеме металла аналогом, в качестве которого выступает величина $\langle I^2(r, z) \rangle$ — квадрат действующего значения тока, протекающего в круге радиуса r . Эта характеристика в существенной мере зависит от частоты модуляции F , поскольку при высокочастотной модуляции тока импульсами с крутым передним фронтом на распределение $\langle I^2(r, z) \rangle$ оказывают влияние описанные выше динамические процессы в столбе и анодной области дуги, проявляющиеся в экстремальном распределении плотности тока на аноде

(см. рис. 5, 6). В конечном итоге это определяет различие между силовым воздействием на свариваемый металл дуги с импульсной модуляцией тока и дуги постоянного тока, по величине совпадающего с действующим значением модулированного тока (см. рис. 11, 12).

Необходимо отметить, что приведенные в настоящей работе результаты расчетов характеристик электромагнитных процессов в свариваемом металле получены в предположении, что свариваемый образец плотно прижат к медной подкладке (электрический потенциал нижней поверхности образца принят постоянным). При проведении вычислительных экспериментов рассматривались и другие варианты заземления образца. При этом картина распределения тока в свариваемом металле кардинальным образом отличалась в зависимости от расположения локального заземления по отношению к оси дуги. Несмотря на это, количественные характеристики силового воздействия модулированного тока на свариваемый металл, приведенные во втором разделе, остаются справедливыми для различных схем подключения. Этот результат обуславливается высокой концентрацией поля магнитного давления в приповерхностном слое металла сварочной ванны толщиной порядка 1 мм (см. рис. 9). В этом слое распределение плотности тока и конфигурация токовых линий определяются только распределением плотности электрического тока на поверхности ванны и слабо зависят от картины растекания тока во всем свариваемом образце.

В работе [14] показано, что технологические средства, обеспечивающие уменьшение размера области анодной привязки дуги (повышение плотности электрического тока на поверхности сварочной ванны) при ТИГ сварке, способствуют увеличению аксиальной компоненты магнитного давления в приосевых участках ванны и, соответственно, приводят к интенсификации нисходящего течения расплава, способствуя тем самым увеличению глубины проплавления свариваемого металла. Проведенный в настоящей работе анализ действующих значений электромагнитных характеристик нестационарной дуги при ТИГ сварке дает основание утверждать, что использование высокочастотной импульсной модуляции сварочного тока является одним из таких технологических средств.

Наконец, отметим еще одну важную особенность воздействия вихревой составляющей силы Лоренца на формирование поля магнитного давления в сварочной ванне. Действие центроостремительной силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$, равно как и распределение напряженности магнитного поля $H_0(r, z)$, распространяется на неограниченное пространство. По-

сле достижения максимального значения (см. рис. 8) обе эти характеристики электромагнитного поля стремятся к нулю как $1/r$. Вместе с тем, магнитное давление в сварочной ванне формируется под воздействием лишь той части силы $\vec{F}_{rot}(r, z)$, которая приходится на расплавленный металл; остальная же часть силы уравнивается упругой реакцией твердой фазы. Поэтому, чем меньше поперечное сечение ванны, тем меньше протекающая через него доля сварочного тока, и, соответственно, меньше его силовое воздействие. Этот, в целом правильный, вывод, не является очевидным в том случае, когда уменьшение поперечного сечения ванны обусловлено контракцией электрического тока на поверхности анода под воздействием дополнительных технологических факторов, таких, как использование активирующих флюсов, специальных смесей защитных газов или сфокусированного лазерного излучения (гибридная ТИГ + CO₂-лазер сварка), поскольку при сжатии токового канала на поверхности анода увеличивается доля тока, протекающего через сварочную ванну. Выяснение физических особенностей силового воздействия тока дуги в условиях данной альтернативы является предметом дальнейших исследований. Представляет также интерес исследовать возможность повышения силового воздействия тока дуги на металл сварочной ванны за счет динамических эффектов, возникающих в распределении плотности электрического тока на поверхности анода при прохождении переднего фронта импульса высокой крутизны. Поэтому еще одним объектом дальнейших исследований являются динамические процессы в дуговом разряде и свариваемом металле при модуляции тока прямоугольными импульсами, которые, как показано в первом разделе, имеют преимущество перед треугольными импульсами по величине действующего (эффективного) значения тока.

Список литературы

1. Leitner R. E., McElhinney G. H., Pruitt E. L. (1973) An investigation of pulsed GTA welding variables. *Welding J., Res. Suppl.*, **9**, 405–410.
2. Omar A. A., Lundin C. D. (1979) Pulsed plasma - pulsed GTA arcs: A study of the process variables. *Ibid*, **4**, 97–105.
3. Cook G. E., Eassa H. E.-D. E.H. (1985) The effect of high-frequency pulsing of a welding arc. *IEEE Trans. Ind. Appl.*, **1A-21**, **5**, 1294–1299.
4. Kolasa A., Matsunawa A., Arata Y. (1986) Dynamic characteristics of variable frequency pulsed TIG arc. *Transaction of JWRI*, **15**, **2**, 173–177.
5. Saedi H. R., Unkel W. (1988) Arc and weld pool behavior for pulsed current GTAW. *Welding J., Res. Suppl.*, **11**, 247–255.
6. Kim W. H., Na S. J. (1998) Heat and fluid flow in pulsed current GTA weld pool. *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, **41**, **21**, 3213–3227.
7. Wu C. S., Zheng W., Wu L. (1999) Modelling the transient behaviour of pulsed current tungsten-inert-gas weld pools. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, **7**, **1**, 15–23.

8. Onuki J., Anazawa Y., Nihei M. et al. (2002) Development of a new high-frequency, high-peak current power source for high constricted arc formation. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **41**, 5821–5826.
9. Traidia A., Roger F., Guyot E. (2010) Optimal parameters for pulsed gas tungsten arc welding in partially and fully penetrated weld pools. *Int. J. of Thermal Sciences*, **49**, 1197–1208.
10. Traidia A., Roger F. (2011) Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding. *Int. J. of Heat and Mass Transfer*, **54**, 2163–2179.
11. Qi B. J., Yang M. X., Cong B. Q. et al. (2013) The effect of arc behavior on weld geometry by high-frequency pulse GTAW process with 0Cr18Ni9Ti stainless steel. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **66**, 1545–1553.
12. Yang M., Yang Z., Cong B. et al. (2014) A study on the surface depression of the molten pool with pulsed welding. *Welding J., Res. Suppl.*, **93**, **8**, 312–319.
13. Сидоренко В. Н., Кривцун И. В., Демченко В. Ф. и др. (2016) Расчетное и экспериментальное исследование статических и динамических вольт-амперных характеристик аргоновой дуги с тугоплавким катодом. *Автоматическая сварка*, **2**, 7–13.
14. Демченко В. Ф., Кривцун И. В., Крикент И. В. и др. (2017) Силовое взаимодействие тока дуги с собственным магнитным полем. *Там же*, **3**, 20–29.
15. Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. (1982) Электродинамика сплошных сред. Т. VIII. *Теоретическая физика*. Москва, Наука.
16. Кривцун И. В., Демченко В. Ф., Крикент И. В. (2010) Модель процессов тепло-, массо- и электропереноса в анодной области и столбе сварочной дуги с тугоплавким катодом. *Автоматическая сварка*, **6**, 3–11.
17. Кривцун И. В., Крикент И. В., Демченко В. Ф. (2013) Моделирование динамических характеристик импульсной дуги с тугоплавким катодом. *Там же*, **7**, 14–25.
18. Кривцун И. В., Крикент И. В., Демченко В. Ф. и др. (2015) Взаимодействие пучка излучения CO₂-лазера с плазмой электрической дуги при гибридной (лазер+ТИГ) сварке. *Там же*, **3-4**, 7–16.
19. Соколов О. И., Гладков Э. А. (1977) Динамические характеристики свободной и сжатой сварочных дуг постоянного тока с неплавящимся электродом. *Сварочное производство*, **4**, 3–5.

References

1. Leitner, R.E., McElhinney, G.H., Pruitt, E.L. (1973) An investigation of pulsed GTA welding variables. *Welding J., Res. Suppl.*, **9**, 405–410.
2. Omar, A.A., Lundin, C.D. (1979) Pulsed plasma-pulsed GTA arcs: A study of the process variables. *Ibid*, **4**, 97–105.
3. Cook, G.T., H.E.E.H. EASSA (1985) The effect of high-frequency pulsing of a welding arc. *IEEE Trans. Ind. Appl.*, **1A-21**, **5**, 1294–1299.
4. Kolasa, A., Matsunawa, A., Arata, Y. (1986) Dynamic characteristics of variable frequency pulsed TIG arc. *Transact. of JWRI*, **15**(2), 173–177.
5. Saedi, H.R., Unkel, W. (1988) Arc and weld pool behavior for pulsed current GTAW. *Welding J., Res. Suppl.*, **11**, 247–255.
6. Kim, W.H., Na, S.J. (1998) Heat and fluid flow in pulsed current GTA weld pool. *Int. J. Heat and Mass Transfer*, **41**(21), 3213–3227.
7. Wu, C.S., Zheng, W., Wu, L. (1999) Modelling the transient behaviour of pulsed current tungsten-inert-gas weld pools. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, **7**(1), 15–23.
8. Onuki, J., Anazawa, Y., Nihei, M. et al. (2002) Development of a new high-frequency, high-peak current power source for high constricted arc formation. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **41**, 5821–5826.
9. Traidia, A., Roger, F., Guyot, E. (2010) Optimal parameters for pulsed gas tungsten arc welding in partially and fully penetrated weld pools. *Int. J. Therm. Sci.*, **49**, 1197–1208.

10. Traidia, A., Roger, F. (2011) Numerical and experimental study of arc and weld pool behaviour for pulsed current GTA welding. *Int. J. Heat and Mass Transfer*, **54**, 2163-2179.
11. Qi, B.J., Yang, M.X., Cong, B.Q. et al. (2013) The effect of arc behavior on weld geometry by high-frequency pulse GTAW process with 0Cr18Ni9Ti stainless steel. *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, **66**, 1545-1553.
12. Yang, M., Yang, Z., Cong, B. et al. (2014) A study on the surface depression of the molten pool with pulsed welding. *Welding J., Res. Suppl.*, **93**(8), 312-319.
13. Sydorets, V.N., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F. et al. (2016) Calculation and experimental research of static and dynamic volt-ampere characteristics of argon arc with refractory cathode. *The Paton Welding J.*, **2**, 2-8.
14. Demchenko, V.F., Krivtsun, I.V., Krikent, I.V. et al. (2017) Force interaction of arc current with self-magnetic field. *Ibid.*, **3**, 15-24.
15. Landau, L.D., Lifshits, E.M. (1982) Electrodynamics of continuums. Vol. 8. *Teoreticheskaya Fizika*, Moscow, Nauka.
16. Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Krikent, I.V. (2010) Model of the processes of heat, mass and charge transfer in the anode region and column of the welding arc with refractory cathode. *The Paton Welding J.*, **6**, 2-9.
17. Krivtsun, I.V., Krikent, I.V., Demchenko, V.F. (2013) Modelling of dynamic characteristics of a pulsed arc with refractory cathode. *Ibid.*, **7**, 13-23.
18. Krivtsun, I.V., Krikent, I.V., Demchenko, V.F. (2015) Interaction of CO₂-laser radiation beam with electric arc plasma in hybrid (laser + TIG) welding. *Ibid.*, **3/4**, 6-15.
19. Sokolov, O.I., Gladkov, E.A. (1977) Dynamic characteristics of free and constricted alternating current welding arcs with non-consumable electrode. *Svaroch. Proizvodstvo*, **4**, 3-5.

В. Ф. Демченко, У. Бої, І. В. Кривцун, І. В. Шуба

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ДІЮЧІ ЗНАЧЕННЯ ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРОЦЕСУ ЗВАРЮВАННЯ НЕПЛАВКИМ ЕЛЕКТРОДОМ З ІМПУЛЬСНОЮ МОДУЛЯЦІЄЮ СТРУМУ ДУГИ

Стаття присвячена аналізу впливу імпульсної модуляції зварювального струму на діючі (ефективні) значення електродинамічних характеристик процесу зварювання неплавким електродом. У першій частині статті аналізуються можливості підвищення діючого значення струму дуги за рахунок вибору оптимальних часових і струмових параметрів імпульсної модуляції. Розглядається досить загальний випадок модуляції струму імпульсами трапецеїдальної форми (як окремі випадки — прямокутний і трикутний імпульси). У другій частині вивчається розподіл діючих значень електромагнітних і динамічних характеристик модульованого струму в зварювальній ванні, виходячи з нестационарної моделі дугового розряду і моделі електромагнітних процесів в зварювальному металі. Як характерний приклад розглядається силовий вплив модульованого струму на метал зварювальної ванни при модуляції струму трикутними імпульсами з паузами на частоті

10 кГц. Аналізується вплив динамічних ефектів в імпульсній дузі на розподіл в металі діючих значень електродинамічних характеристик — доцентрової складової сили Лоренца та магнітного тиску. Робиться висновок про те, що при оптимальній формі імпульсів струму динамічні ефекти, що виникають в нестационарній дузі, здатні істотно підвищити його силовий вплив на метал зварювальної ванни при зварюванні неплавким електродом з високочастотною модуляцією струму в порівнянні зі зварюванням на постійному струмі, що збігається за величиною з діючим значенням модульованого струму. Бібліогр. 19, рис. 13.

Ключові слова: зварювання неплавким електродом, імпульсна модуляція струму, електродинамічні характеристики, діючі значення, метал зварювальної ванни, математичні моделі

V.F. Demchenko, U. Boi, I.V. Krivtsun, I.V. Shuba

E.O. Paton Electric Welding Institute of NASU.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev.
E-mail: office@paton.kiev.ua

EFFECTIVE VALUES OF ELECTRODYNAMIC CHARACTERISTICS OF THE PROCESS OF NONCONSUMABLE ELECTRODE WELDING WITH PULSE MODULATION OF ARC CURRENT

The paper is devoted to analysis of the influence of pulsed modulation of welding current on effective values of electrodynamic characteristics of the process of nonconsumable electrode welding. The first part of the paper provides analysis of the possibilities for increasing the effective value of arc current through selection of optimum time and current parameters of pulsed modulation. A quite general case of current modulation by pulses of trapezoidal shape is considered (rectangular and triangular pulses are treated as particular cases). In the second part distribution of effective values of electromagnetic and dynamic characteristics of modulated current in the weld pool is studied, proceeding from a nonstationary model of arc discharge and model of electromagnetic processes in the metal being welded. Force impact of modulated current on weld pool metal at current modulation by triangular pulses with pauses at 10 kHz frequency is considered as a characteristic example. Influence of dynamic effects in the pulsed arc on distribution of effective values of electromagnetic characteristics, namely centripetal component of Lorenz force and magnetic pressure, is analyzed. A conclusion is made that with optimum shape of current pulses dynamic effects arising in nonstationary arc are capable of essentially enhancing its force impact on weld pool metal in nonconsumable electrode welding with high-frequency current modulation, compared to welding by direct current coinciding in magnitude with effective value of modulated current. 19 References, 13 Figures.

Keywords: nonconsumable electrode welding, pulse current modulation, electrodynamic characteristics, effective value, weld pool metal, mathematical models

Поступила в редакцию 03.07.2017

ПРИПОЙ БЕЗ БОРА И КРЕМНИЯ ДЛЯ ПАЙКИ ЖАРОПРОЧНОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

С. В. МАКСИМОВА, В. В. ВОРОНОВ, П. В. КОВАЛЬЧУК

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@kiev.paton.ua

Использование никелевых припоев, содержащих в качестве депрессантов бор и кремний, обеспечивает хорошее смачивание паяемого материала, позволяет существенно снизить температуру пайки, но приводит к образованию хрупких фаз и легкоплавких эвтектик в паяных швах. В данной работе показана возможность формирования паяных соединений литейного жаропрочного никелевого сплава ЖС6У пайкой в вакууме с применением многокомпонентных никелевых припоев, не содержащих в качестве депрессантов бор и кремний. Методом высокотемпературного дифференциально-го термического анализа в атмосфере высококислородного гелия определены температуры ликвидуса и солидуса припоев. Приведены результаты металлографических и микрорентгеноспектральных исследований по изучению особенностей структурообразования паяных швов. Оценена длительная прочность паяных соединений. Показано, что никелевые припои, содержащие большую концентрацию циркония, характеризуются более низкой температурой плавления, однако, в паяных швах образуются выделения фазы $Ni(Me)_xZr$. Определено, что снижение концентрации циркония в никелевом припое позволяет избежать образования интерметаллидной фазы, обогащенной цирконием, и получить в качестве преобладающей фазы в шве твердый раствор на основе никеля. Результаты испытаний плоских паяных (стыковых) образцов на длительную прочность, проведенные при повышенной температуре 975 °С и напряжении 140 МПа, показали, что соединения сохраняют целостность и не разрушаются после 41...60 ч испытаний. Показано, что цирконий может выступать в качестве альтернативного депрессанта (вместо совместного введения бора и циркония). Библиогр. 13, табл. 3, рис. 8.

Ключевые слова: вакуумная высокотемпературная пайка, жаропрочный никелевый литейный сплав, температура ликвидуса, солидус, микроструктура, многокомпонентный припой, паяное соединение, длительная прочность

Из многочисленных жаропрочных материалов, применяемых в промышленности, наибольшее внимание привлекают сплавы, используемые для изготовления деталей горячего тракта газотурбинных двигателей, в частности, лопаток турбин. В настоящее время это, в подавляющем большинстве случаев, высоколегированные никелевые сплавы, в которых реализовано твердорастворное, карбидное и интерметаллидное упрочнение [1, 2]. В процессе эксплуатации детали горячего тракта турбин, в первую очередь направляющие и рабочие лопатки, подвергаются коррозионному, эрозионному и термоусталостному разрушению в условиях циклически изменяющихся температур, центробежных нагрузок и воздействия продуктов сгорания газотурбинного топлива. Для продления ресурса этих дорогостоящих деталей применяют ремонтные технологии, например, пайку [3–7]. Во многих случаях пайка является единственным возможным способом соединения.

Дисперсионно-упрочняемые жаропрочные никелевые сплавы содержат большое количество легирующих элементов, соответственно, и припои для пайки, как правило, также являются сложнолегированными системами на никелевой основе. Они содержат компоненты, обеспечивающие необходимую жаропрочность, жаростойкость, сопротивление высокотемпературной коррозии и окислению и другие характеристики паяным сое-

динениям. Для снижения температуры плавления припои легируют элементами — депрессантами.

Анализ систем существующих жаропрочных никелевых припоев (Ni-Cr-Si, Ni-Cr-B, Ni-Cr-Si-B, Ni-Mn-Si, Ni-Mn-Cr-Si, Ni-Cr-Pd, Ni-Cr-Pd-Si и др.) показывает, что в качестве депрессантов они содержат бор, кремний, марганец, палладий, цирконий, гафний [5, 8, 9]. Так, в системе Ni-Cr-Si снижение температуры ликвидуса достигается за счет кремния, а в системе Ni-Cr-B на температуру ликвидуса существенно влияет бор. При использовании данных припоев в паяных швах образуются кроме твердого раствора хрупкие интерметаллиды и легкоплавкие эвтектические фазы, обогащенные бором и кремнием, что затрудняет получение высоких показателей жаропрочности [8–11]. Снизить количество этих фаз позволяет проведение длительной термической обработки, что усложняет технологический процесс получения неразъемных соединений.

Задачей данной работы является создание припойной композиции для пайки жаропрочных никелевых сплавов с приемлемым интервалом плавления, который позволяет уменьшить или избежать образование интерметаллидных фаз, легкоплавких эвтектик и получить химический состав паяного шва близкий к основному материалу.

Анализируя ряд диаграмм состояния никеля с элементами IV-V групп периодической системы, можно отметить, что в данном случае нельзя выделить определенную двойную базовую систему

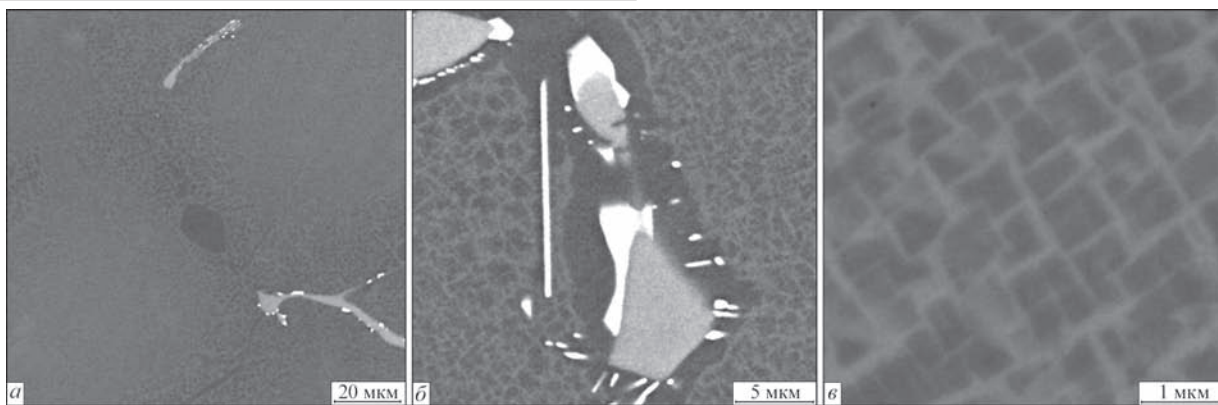


Рис. 1. Микроструктура сплава ЖС6У: *a* — общий вид; *b* — карбидные фазы; *c* — $(\gamma'+\gamma)$ -структура

для создания припоя или из-за отсутствия высоконикелевой эвтектики с приемлемой температурой плавления (системы Ni-Ti, Ni-Nb), или ввиду крайне низкой растворимости элемента-депрессанта в никеле (системы Ni-Zr, Ni-Hf) [12].

Поставленную задачу можно решить путем применения комплексного многокомпонентного легирования, сочетая в качестве депрессантов такие элементы, как алюминий, цирконий, гафний. Для достижения высокой доли твердого раствора в паяном шве необходимо минимизировать содержание элементов, имеющих низкую растворимость в никеле.

В качестве основного металла использовали литые пластины высоколегированного жаропрочного никелевого литейного сплава ЖС6У (Ni-(8,0...9,5)Cr-(9,0...10,5)Co-(9,5...11,0)W-(5,1...6,0)Al-(2,0...2,9)Ti-(1,2...2,4)Mo-(0,8...1,2)Nb-1Fe-(0,13...0,02)C). Суммарное количество элементов (Al + Ti), определяющих высокую жаропрочность сплава, составляет 7,1...8,9 мас. %. Данный сплав относится к трудносвариваемым в связи с возникновением горячих трещин в зоне термического влияния и сварном шве при кристаллизации или последующей термической обработке [9, 13]. Сплав ЖС6У характеризуется крупнозернистой гетерофазной структурой, состоящей из γ -твердого раствора, упрочняющей γ' -фазы, выделяющейся в объеме зерна, карбидных и боридных фаз (рис. 1, *a*, *b*). Количество частиц γ' -фазы в матрице сплава в исходном состоянии (до эксплуатации) составляет около 60 об. % и характеризуется кубической морфологией (рис. 1, *c*). Для проведения исследований многокомпонентные припои на основе никеля, содержащие хром, кобальт, вольфрам и другие элементы, плавил дуговым методом на холодной подложке в атмосфере аргона. Методом высокотемпературного дифференциального термического анализа (ДТА) определяли температуры ликвидуса и солидуса, а также промежуточных фазовых превращений опытных сплавов при нагреве с использованием термоанализатора ВДТА-8МЗ в ат-

мосфере высокочистого гелия при скорости нагрева 40 °С/мин.

С использованием полученных припоев пайку образцов (при температуре ликвидуса каждого припоя) из сплава ЖС6У проводили в вакуумной печи СГВ 2,4-2/15-ИЗ (разрежение рабочего пространства $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па). Скорость нагрева около 12 °С/мин, выдержка при температуре пайки составляла 5 мин.

Полученные паяные образцы разрезали перпендикулярно паяному шву и по стандартной методике изготавливали микрошлифы. Микроструктуру паяных соединений и химический состав отдельных фаз исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3 LMU, оснащенного энергодисперсионным спектрометром Oxford Instruments X-max 80 mm² (программный пакет INCA). Распределение элементов и съемку микроструктур проводили в обратно-отраженных электронах (BSE), позволяющих исследовать микрошлифы без химического травления. Микрорентгеноспектральный метод обеспечивает высокую локальность исследований (до 1 мкм).

Для проведения испытаний на длительную прочность паяли стыковые плоские заготовки, которые подвергали термической обработке по режиму $T = 1220^\circ \text{C}$, $\tau = 4$ ч с целью гомогенизации структуры паяных швов. В дальнейшем из паяных заготовок вырезали специальные образцы длиной 80 мм для испытаний на длительную прочность при повышенной температуре. Ширина рабочей зоны в месте пайки составляла 5 мм при толщине образца 4,5 мм. Испытания проводили при температуре 975 °С и постоянном напряжении 140 МПа.

В результате проведенных исследований было выбрано два перспективных припоя на базе системы Ni-Co-Cr-Me (Al, Ti, Nb, Zr) с различным содержанием циркония (табл. 1).

Результаты высокотемпературного дифференциального термического анализа показали, что сплав №1, имеющий повышенную концентрацию циркония, характеризуется широким интервалом (130 °С) и минимальной температурой плав-

Таблица 1. Базовые системы и интервалы плавления припоев

Номер сплава	Базовая система легирования	Температура, °C	
		T_S	T_L
1	Ni-Co-Cr-Ti-Nb-Al-(Me)-2Zr	1101	1231
2	Ni-Co-Cr-Ti-Nb-Al-(Me)-1Zr	1141	1259

ления (рис. 2, а). Полученные тепловые эффекты на термической кривой свидетельствуют о наличии четырех фаз в исходном сплаве. Снижение концентрации циркония (в сплаве №2) приводит к уменьшению количества фаз в припое и повышению температуры солидуса и ликвидуса (рис. 2, б). Температурный интервал сужается до 118 °C.

Внешний осмотр паяных соединений из жаропрочного сплава ЖС6У показал, что при использовании припоя №1, содержащего 2 % циркония, наблюдается хорошее растекание и смачивание основного металла (рис. 3, а, б). Обеспечивается формирование полных галтельных участков, дефекты на образцах отсутствуют, что подтверждают результаты дальнейших металлографических исследований (рис. 4).

Локальным микрорентгеноспектральным анализом определено, что паяный шов характеризуется многофазной структурой. Матрица шва представлена зернами твердого раствора на основе никеля с переменной концентрацией составляющих элементов, что объясняется ликвационными процессами во время кристаллизации. По границам зерен твердого раствора наблюдаются отдельные единичные частицы светлой фазы на основе вольфрама (карбиды), фаза на основе никеля, обогащенная цирконием (21,78 %), пограничная эвтектическая γ' -фаза на основе никеля с повышенной концентрацией алюминия и фаза на основе никеля, обогащенная молибденом, ниобием и вольфрамом (рис. 5, а, б, табл. 2).

В соответствии с диаграммой состояния бинарной системы Ni-Zr можно предположить, что фаза, обогащенная цирконием, относится к интерметаллидному соединению Ni_5Zr [12]. В связи с тем, что никелевый припой многокомпонентный, то вероятнее всего в паяном шве образуется слож-

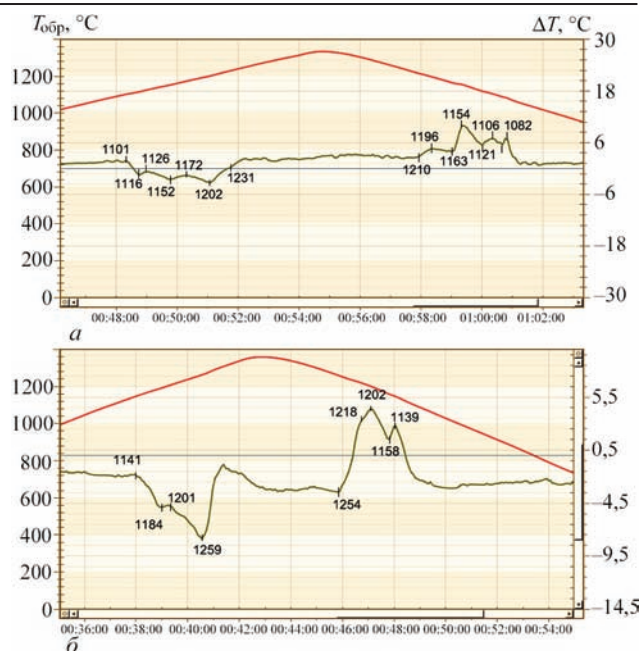


Рис. 2. Кривые дифференциального термического анализа припоев: №1 (а) и №2 (б)

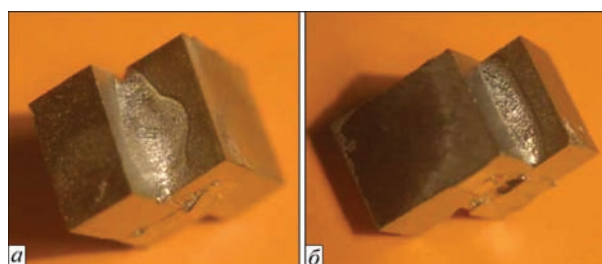


Рис. 3. Внешний вид нахлесточного соединения, паянного припоем №1: а — прямая галтель; б — обратная

ный интерметаллид $Ni(Me)_xZr$. Следует отметить, что объемная доля данной фазы незначительная.

Темные выделения фазы на основе никеля с повышенной концентрацией алюминия (12,44 %) соответствуют пограничной фазе $Ni_3(Al, Ti, Zr, Nb)$, в которой атомы алюминия замещаются γ' -образующими элементами. Исследование тонкой структуры паяного шва (с большим разрешением) показало наличие γ' -упрочняющей фазы в твердом растворе на основе никеля, которая ха-

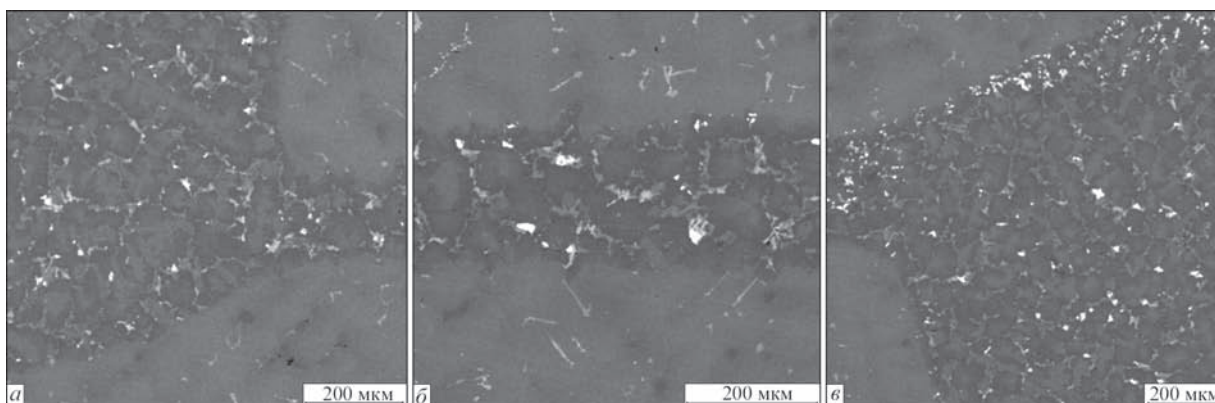


Рис. 4. Микроструктура прямой галтели (а); центральной зоны шва (б) и обратной галтели (в)

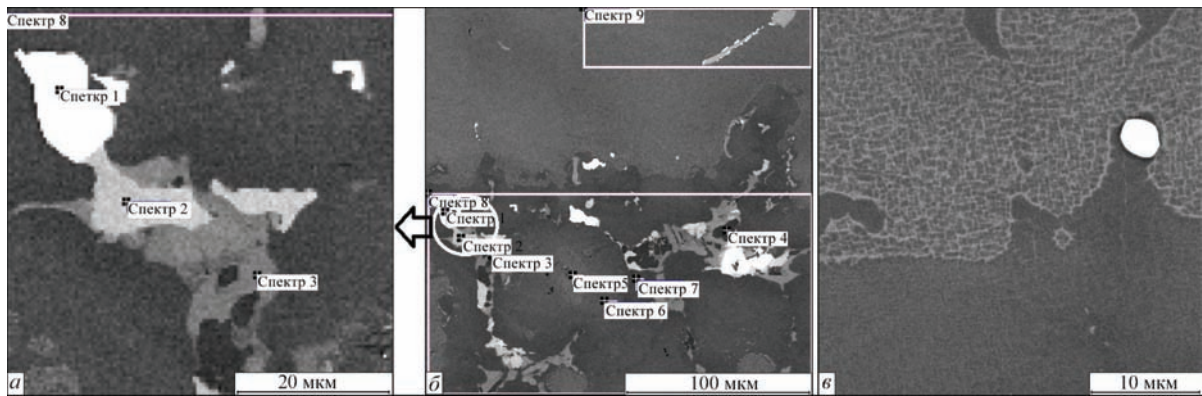


Рис. 5. Микроструктура исследуемых фаз (а, б) и зерна (γ+γ')-структуры в шве соединения сплава ЖС6У, припой №1

Т а б л и ц а 2. Концентрация элементов в паяном соединении при использовании припоя №1, мас. %

Номер спектра	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Zr	Nb	Mo	W
1	0,25	0,19	2,52	0,36	3,23	0,00	0,00	8,32	85,14
2	0,70	1,52	19,24	12,90	17,02	0,00	10,84	10,52	27,26
3	2,03	1,50	3,95	10,12	48,37	21,78	10,14	0,00	2,11
4	12,44	7,63	8,18	10,88	53,81	1,43	4,05	0,46	1,13
5	5,45	4,58	7,60	10,49	58,43	0,00	1,38	1,56	10,52
6	6,12	6,09	4,39	9,01	64,65	0,00	1,52	1,32	6,91
7	6,64	7,31	3,76	9,42	65,68	0,00	2,62	0,48	4,08
8	4,96	6,45	7,42	9,55	55,56	0,71	3,72	1,39	10,25
9	5,08	3,09	8,51	9,44	56,11	0,00	1,77	1,94	14,06

рактеризуется кубоидной морфологией и обеспечивает паяному шву жаропрочность (рис. 5, в).

В галтельном участке выявлены те же структурные составляющие, что и в паяном шве. Разница в том, что фаза, обогащенная вольфрамом, выделяется преимущественно вдоль межфазной границы припой — основной металл (рис. 4, а, в).

Снижение концентрации циркония до 1 % в припой №2 позволяет избежать образования циркониевого интерметаллида в паяном шве и галтельном участке. Наблюдается формирование плотного бездефектного паяного шва толщиной около 100 мкм и полных галтельных участков (рис. 6, а, б, в).

Структура паяного шва подобна структуре галтельного участка (рис. 6, б, в). Матрица паяного шва представлена твердым раствором на основе

никеля с переменной концентрацией составляющих элементов по зерну (табл. 3).

Наблюдаются также участки (γ+γ')-структуры в металле шва (рис. 6, з). Образование дисперсных карбидных фаз на основе вольфрама типично для обеих систем применяемых припоев. Повышенная температура пайки данным припоем способствует частичному растворению этих фаз в твердом растворе, что приводит к уменьшению их количества.

В междендритных областях паяного шва наблюдается темная фаза, представляющая собой пограничную фазу Ni₃(Al, Ti, Zr, Nb), как и в предыдущем случае (рис. 6, д, спектр 3, табл. 3). Кроме того, образуется сложная фаза на основе системы Ni-Nb, обогащенная хромом, кобальтом, молибденом, вольфрамом (рис. 6, д, табл. 3).

Т а б л и ц а 3. Содержание химических элементов в паяном шве соединения сплава ЖС6У, полученного с использованием припоя №2

Номер спектра	Al	Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W
1	0,19	0,19	3,41	0,00	0,64	3,08	0,00	13,57	78,92
2	0,98	1,31	17,88	0,20	12,95	18,02	14,36	11,68	22,62
3	14,04	5,18	8,82	0,00	9,96	56,62	3,07	0,61	1,70
4	7,16	4,89	3,73	0,00	8,23	67,23	2,57	1,38	4,81
5	7,21	4,99	7,97	0,34	9,57	56,72	5,74	1,80	5,65
6	5,33	3,75	11,04	0,00	10,50	54,70	3,75	2,90	8,03
7	5,49	3,42	8,92	0,19	9,51	58,45	2,46	1,51	10,06
8	5,43	2,27	9,57	0,16	10,41	58,93	0,00	1,30	11,93

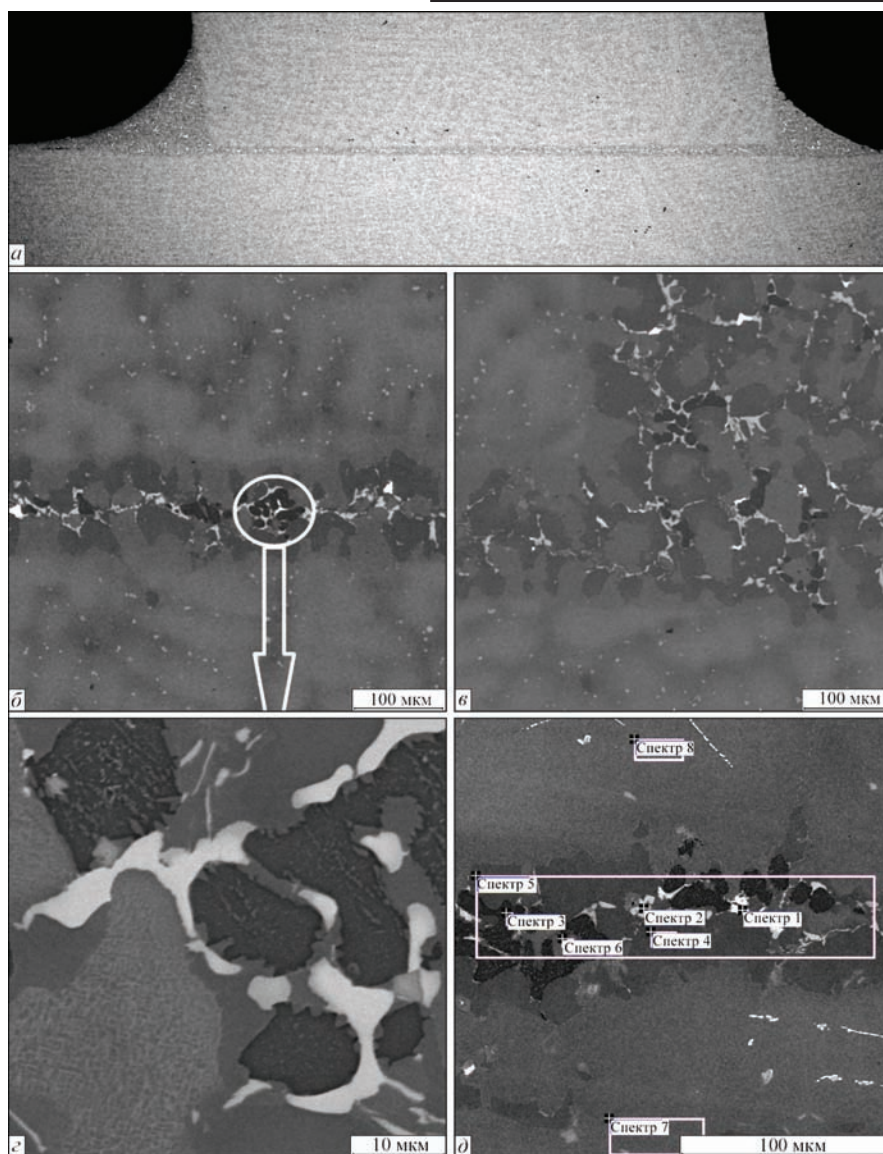


Рис. 6. Микроструктура паяного таврового соединения, полученного с использованием припоя № 2: *а* — общий вид; *б* — паяный шов; *в* — галтельный участок; *г* — фаза в междендритной области; *д* — исследуемые фазы в паяном шве

Полученные результаты микрорентгеноспектральных исследований показали, что при использовании припоя №2 паяные швы содержат минимальное количество карбидных фаз, что положительно отразилось на результатах механических испытаний.

Стыковые паяные образцы (рис. 7), полученные с использованием припоя №1, отличались

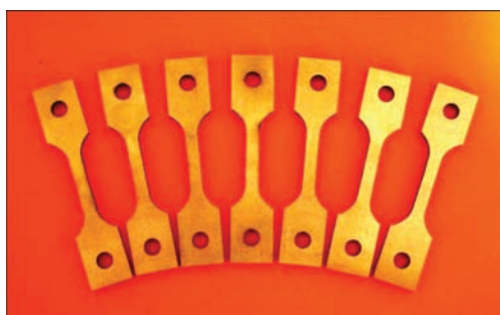


Рис. 7. Внешний вид плоских стыковых образцов для испытаний на длительную прочность

минимальными значениями длительной прочности и разрушались после 18...19 ч при температуре испытаний $T = 975^{\circ}\text{C}$ и напряжении 140 МПа

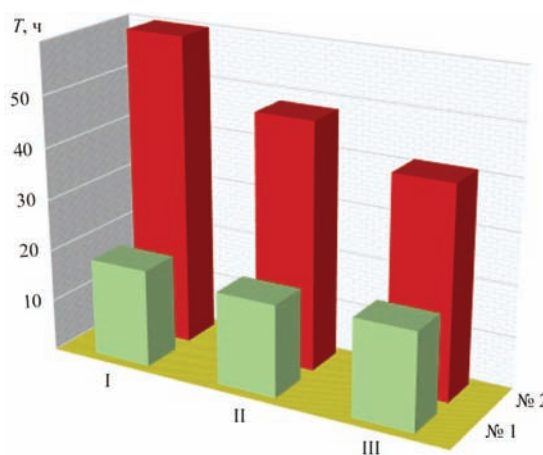


Рис. 8. Результаты испытаний на длительную прочность паяных соединений, полученных с использованием припоев №1 и №2 (I–III — исследуемые образцы)

(рис. 8). Образцы, полученные с применением припоя №2, показали более высокие результаты: они сохраняли конструктивную целостность и не разрушились после 41...60 ч испытаний (рис. 8). Судя по полученным результатам структурных исследований и механических испытаний, наблюдается корреляция между микроструктурой швов и уровнем длительной прочности паяных соединений.

Выводы

Проведенные микрорентгеноспектральные исследования паяных соединений сплава ЖС6У, полученных высокотемпературной пайкой в вакууме с применением многокомпонентных никелевых припоев, не содержащих бор и кремний, показали формирование качественных бездефектных швов с преобладанием значительной объемной доли твердого раствора на основе никеля в паяном шве.

Установлено, что снижение концентрации циркония в никелевом припое (до 1 %) позволяет существенно повысить длительную прочность паяных соединений при повышенной температуре. Так, при температуре испытаний 975 °С и напряжении 140 МПа образцы сохраняли конструктивную целостность и не разрушились после 41, 48, 60 ч испытаний.

Таким образом, применение припоя с минимальным количеством циркония обеспечило увеличение длительности испытаний в 2...3 раза без разрушения паяных соединений.

Список литературы

1. Патон Б. Е., Стrogанов Г. Б., Кишкин С. Т. и др. (1967) *Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления*. Киев: Наукова думка.
2. Каблов Е. Н. (ред.) (2006) Эффект С. Т. Кишкина. *Науч.-техн. сб. «Литейные жаропрочные сплавы»*. Москва, Наука.
3. Хорунгов В. Ф., Максимова С. В., Иванченко В. Г. (2004) Разработка припоев для пайки жаропрочных сплавов на основе никеля и титана. *Автоматическая сварка*, **9**, 27–32.
4. Ермолаев Г. В., Квасницкий В. В., Квасницкий В. Ф. та ін. (2015) *Паяння матеріалів*. Миколаїв, НУК.
5. Максимова С. В. (2007) Аморфные припои для пайки нержавеющей сталей и титана и структура паяных соединений. *Адгезия расплавов и пайка материалов*, **40**, 70–81.
6. Khorunov V. F., Maksymova S. V. (2013) *Advanced in brazing. Science, technology and applications*. UK: Cambridge: Woodhead Publishing Limited.
7. V. Khorunov, S. Maksymova, S. Samokhin, V. Ivanchenko (2001) Brazing filler metal containing Zr and Hf as depressants. *Proc. of the Third intern. conf. «High temperature capillarity» (HTC-2000)*, Kurashiki, Japan 2000. Osaka.
8. Rabinkin A. (2013) *Advances in brazing Science, technology and applications*. UK: Cambridge: Woodhead Publishing Limited.
9. Малащенко И. С., Куренкова В. В., Белявин А. Ф., Трохимченко В. В. (2006) Кратковременная прочность и микроструктура паяных соединений сплава ВЖЛ12У, полученных с использованием борсодержащего припоя с

присадкой кремния. *Современная электрометаллургия*, **4**, 26–42.

10. Arafina M. A., Medraja M., Turner D. P., Bocher P. (2007) Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations. *Materials Science and Engineering. A*, **447**, 1–2, 125–133.
11. Chaturvedi M. C., Ojo O. A., Richards N. L. (2004) Diffusion brazing of cast Inconel 738 superalloy. *Advances in Technol.: Materials & Materials Proc.*, **2**, **6**, 206–213.
12. Massalski T. B. (1990) *Binary Alloy Phase Diagrams*, American Society for metals. (Ohio: Metals Park: ASM International: CD).
13. Курочко Р. С. (1982) Сварка и пайка жаропрочных материалов горячего тракта ГТД. *Авиационная промышленность*, **8**.

References

1. Paton, B.E., Stroganov, G.B., Kishkin, S.T. et al (1967) *Heat-resistance of casting nickel alloys and their protection from oxidation*. Kiev, Naukova Dumka.
2. (2006) S.T. Kishkin effect. Ed. by E.N. Kablov. In: *Casting heat-resistant alloys*: Transact. Moscow, Nauka.
3. Khorunov, V.F., Maksymova, S.V., Ivanchenko, V.G (2004) Development of filler metals for brazing heat-resistant nickel- and titanium-base alloys. *The Paton Welding J.*, **9**, 26-31.
4. Ermolaev, G.V., Kvasnitsky, V.V., Kvasnitsky V.F. et al. (2015) *Soldering of materials*. Mykolaiv, NUS.
5. Maksymova, S.V. (2007) Amorphous filler metals for brazing of stainless steels and titanium and structure of brazed joints. *Adgeziya Rasplavov i Pajka Materialov*, **40**, 70-81.
6. Khorunov, V.F., Maksymova, S.V. (2013) *Advanced in brazing. Science, technology and application*. UK: Cambridge, Woodhead Publ. Ltd.
7. Khorunov, V., Maksymova, S., Samokhin, S. et al. (2001) Brazing filler metal containing Zr and Hf as depressants. In: *Proc. of 3rd Int. Conf. on High Temperature Capillarity HTC-2000 (Kurashiki, Japan 2000)*. Osaka.
8. Rabinkin, A. (2013) *Advances in brazing science, technology and applications*. UK, Cambridge, Woodhead Publ. Ltd.
9. Malashenko, I.S., Kurenkova, V.V., Belyavin, A.F. et al. (2006) Short-term strength and microstructure of brazed joints of alloy VJL12U produced using boron-containing brazing alloy with addition of silicon. *Advances in Electrometallurgy*, **4**, 23-38.
10. Arafina, M.A., Medraja, M., Turner, D. (2007) Transient liquid phase bonding of Inconel 718 and Inconel 625 with BNi-2: Modeling and experimental investigations. *Mater. Sci. & Engin. A.*, **447**(1-2), 125-133.
11. Chaturvedi, M.C., Ojo, O.A., Richards, N.L. (2004) Diffusion brazing of cast Inconel 738 superalloy. *Advances in Technol.: Materials & Materials Proc.*, **2**(6), 206-213.
12. Massalski, T.B. (1990) *Binary alloy phase diagrams*. American Society for Metals. Metals Park, ASM International: CD).
13. Kurochko, R.S. (1982) Welding and brazing of heat-resistant materials of GTE hot section. *Aviats. Promyshlennost*, **8**.

С. В. Максимова, В. В. Воронов, П. В. Ковальчук

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м.Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@kiev.paton.ua

ПРИПІЙ БЕЗ БОРУ І КРЕМНІЮ ДЛЯ ПАЙКИ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ

Використання нікелевих припоїв, що містять в якості депресантів бор і кремній, забезпечує необхідне змочування матеріалу, що паяється, дозволяє істотно знизити температуру паяння, але призводить до утворення крихких фаз і легкоплавких евтектик в паяних швах. У даній роботі показана мож-

BRAZING ALLOY WITHOUT BORON AND SILICON
FOR BRAZING OF HEAT-RESISTANT NICKEL ALLOYS

ливість формування паяних з'єднань ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖС6У паянням у вакуумі із застосуванням багатокомпонентних нікелевих припоїв, що не містять в якості депресантів бор і кремній. Методом високотемпературного диференціального термічного аналізу в атмосфері високочистого гелію визначені температури ліквідусу і солідусу припоїв. Наведено результати металографічних і мікрорентгеноспектральних досліджень по вивченню особливостей структуроутворення паяних швів. Оцінена тривала міцність паяних з'єднань. Показано, що нікелеві припої, які містять велику концентрацію цирконію, характеризуються більш низькою температурою плавлення, проте, в паяних швах утворюються виділення фази $\text{Ni}(\text{Me})_x\text{Zr}$. Визначено, що зниження концентрації цирконію в нікелевому припої дозволяє уникнути утворення інтерметалідної фази, збагаченої цирконієм, і отримати в якості переважної фази в шві твердий розчин на основі нікелю. Результати випробувань плоских паяних (стикових) зразків на тривалу міцність, проведених при підвищеній температурі 975°C і напрузі 140 МПа, показали, що з'єднання зберігають цілісність і не руйнуються після 41...60 год випробувань. Показано, що цирконій може виступати в якості альтернативного депресанта (замість спільного введення бору і цирконію). Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: вакуумна високотемпературна пайка, жароміцний нікелевий ливарний сплав, температура ліквідусу, солідус, мікроструктура, багатокомпонентний припій, паяні з'єднання, тривала міцність

S. V. Maksymova, V. V. Voronov, P. V. Kovalchuk

E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

The use of nickel brazing alloys, containing boron and silicon as depressants, provides a good wetting of material brazed, allows a significant reduction in brazing temperature, but leads to formation of brittle phases and low-melting eutectics in the brazed welds. This work shows the possibility of forming brazed joints of cast heat-resistant nickel alloy ZhS6U applying brazing in vacuum with use of multicomponent nickel brazing alloys which do not contain boron and silicon as depressants. Applying the method of high-temperature differential thermal analysis in atmosphere of high-purity helium, the temperatures of liquidus and solidus of brazing alloys were determined. The results of metallographic and micro-X-ray spectral examinations on studying the features of structure formation of brazed welds are presented. The long-term strength of the brazed joints was evaluated. It is shown that nickel brazing alloys, containing a large concentration of zirconium, are characterized by a lower melting point, however, in the brazed welds the precipitations of the phase $\text{Ni}(\text{Me})_x\text{Zr}$ are formed. It was determined that decrease in the concentration of zirconium in the nickel brazing alloy allows avoiding the formation of intermetallic phase enriched in zirconium and obtaining a solid nickel-based solution as the predominant phase in the weld. The results of tests of flat brazed (butt) specimens on long-term strength, carried out at the elevated temperature of 975°C and the stress of 140 MPa, showed that the joints preserve integrity and do not fracture after 41...60 hours of testing. It is shown that zirconium can act as an alternative depressant (instead of mutual adding of boron and zirconium). 13 Ref., 3 Tables, 8 Figures.

Keywords: vacuum high-temperature brazing, heat-resistant nickel cast alloy, liquidus temperature, solidus, microstructure, multicomponent brazing alloy, brazed joint, long-term strength.

Поступила в редакцию 20.04.2017

СУПЕРБОЛЬШИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ ВОЛЬФРАМА И МОЛИБДЕНА



ИЭС выращивает и поставяет монокристаллы вольфрама и молибдена в виде пластин размером 20x160x170 мм. Кристаллографическую ориентацию определяет заказчик. Размеры кристалла могут быть увеличены до 20x250x300 мм.

E-mail: office@paton.kiev.ua

ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПРИ НАПЛАВКЕ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

**А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, А. С. ШИШКЕВИЧ,
В. А. ЯЩУК, А. В. КЛАПАТЮК**

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представленные результаты являются продолжением комплексных исследований и касаются влияния низкотемпературного отпуска, который выполняется в процессе замедленного охлаждения изделий после сварки, на механические свойства и трещиностойкость соединений высокопрочной стали с содержанием углерода 0,55...0,65 %. Установлено, что отпуск при 100 °С на протяжении до четырех часов способствует повышению показателей пластических свойств закаленного металла зоны термического влияния на 70 %, ударной вязкости в 3 раза, трещиностойкости в 4,5 раза, долговечности сварных соединений в 2 раза. Связано это со снижением до 1,5 раз плотности дислокаций в объеме реек бейнита и мартенсита, а также релаксацией напряжений II рода. Библиогр. 14, табл. 2, рис. 7.

Ключевые слова: высокопрочная углеродистая сталь, дуговая сварка, зона термического влияния, низкий отпуск, структура, механические свойства, хрупкое разрушение, долговечность

При сварке высокопрочных сталей одной из главных проблем является охрупчивание металла зоны термического влияния (ЗТВ) вследствие формирования в ней закалочных структур с низкой способностью к микропластическому деформированию. Как известно [1, 2], пластические свойства закаленного металла ЗТВ определяют как вероятность образования холодных трещин в соединениях при сварке, так и дальнейшую работоспособность сварных соединений под действием эксплуатационных нагрузений. Для повышения сопротивляемости металла хрупкому разрушению применяют различные технологические методы, из которых наиболее эффективными являются термические способы обработки сварных соединений. Так, перед сваркой соединения предварительно подогревают, что дает возможность регулировать скорость охлаждения и структурно-фазовый состав закаленного металла ЗТВ. Как правило, эта технологическая операция позволяет сваривать соединения высокопрочных сталей без образования в них холодных трещин [3, 4]. Но предварительный подогрев не всегда эффективно влияет на сопротивляемость металла ЗТВ хрупкому разрушению под действием внешнего нагружения. Для решения этой задачи изделия после сварки подвергают отпуску при температурах от 250 до 600 °С. Термический режим отпуска (скорость нагрева, температура и продолжительность выдержки, скорость охлаждения) зависит от состава и уровня прочности стали, геометрических размеров изделия. Отпуск позволяет не только стабили-

зировать структуру металла сварных соединений, но и существенно снизить уровень напряжений в конструкции [5, 6]. К недостаткам способа следует отнести большие затраты энергии и необходимость применения специализированного оборудования.

При сварке соединений высокопрочных углеродистых сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 % проблема повышения сопротивляемости закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению стоит наиболее остро. Как было показано в работе [7], по сравнению с металлом в исходном состоянии величина критического коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} для ЗТВ снижается в 4...8 раз. Также было установлено, что для повышения в 2...3 раза сопротивляемости закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению необходимо при сварке обеспечить условия для формирования структуры с превалирующей долей нижнего бейнита. При этом содержание водорода в металле ЗТВ не должно превышать 0,2 мл/100 г. Но даже при таких условиях сварки сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочной углеродистой стали существенно ниже, чем у основного металла.

В настоящее время высокопрочные углеродистые стали широко используются при изготовлении железнодорожных колес и бандажей для магистрального транспорта, городского пассажирского транспорта и транспорта предприятий. Содержание углерода в сталях изменяется от 0,55 до 0,70 %, а основными легирующими элемента-

ми являются кремний (до 0,60 %) и марганец (до 1,20 %) [8]. В процессе длительной эксплуатации колеса изнашиваются и при их восстановлении используются методы наплавки. Технология наплавки предусматривает применение предварительного подогрева и замедленного охлаждения колеса после наплавки. Так, при восстановлении колес, изготовленных из колесной стали марки 2 (0,55...0,65 % C), температура предварительного подогрева составляет 150 °C, а после наплавки колеса охлаждаются в термокамерах до температуры 20...30 °C на протяжении 4...5 ч [9, 10]. Необходимость применения технологической операции замедленного охлаждения наплавленных колес установлена экспериментально еще в начале 1990-х годов, что позволило избежать образования трещин в наплавленных колесах при их восстановлении. Тогда также было показано, что повышение температуры предварительного подогрева до 250 °C, но без замедленного охлаждения колеса после наплавки, не дает существенного эффекта в повышении трещиностойкости восстановленных колес.

Цель данной работы – установить влияние условий охлаждения на структуру, механические свойства, сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ и долговечность сварных соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %.

Материалы и методы исследований. В качестве материала для исследований использовали колесную сталь марки 2 (мас. %: 0,58 C; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P) и углеродистую сталь марки 65Г (0,65 C; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P).

Исследования выполняли на модельных и сварных образцах. Методы подготовки и испытаний образцов подробно описаны в работе [7]. Скорость охлаждения модельных образцов при имитации термомеханического цикла сварки в интервале температур 600...500 °C ($w_{6/5}$) составляла 6 °C/с. При данной скорости охлаждения в металле ЗТВ колесной стали марки 2 (КС2) формируется бейнитная структура (100 %), а в стали 65Г — бейнитно-мартенситная структура при соотношении долей структурных составляющих 66/34. При этом, часть образцов непрерывно охлаждали до комнатной температуры, а другие при достижении определенной температуры помещали в печь, выдерживали при этой температуре в течение заданного времени, после чего они охлаждались на воздухе до 20 °C в естественных условиях. Режим отпуска (выдержки) образцов в печи выбирали, исходя из температуры обода колеса после наплавки, которая составляет примерно 260 °C, и времени охлаждения колеса в термокамере. Исследовали влияние температур от-

пуска величиной 200, 150, 100 и 50 °C при выдержке образцов в печи на протяжении 1...4 ч. В последующем из них изготавливали образцы для испытаний при статическом растяжении (ГОСТ 1497), ударе (ГОСТ 9454), трехточечном изгибе (ГОСТ 25.506) и для проведения металлографических исследований. Для механических испытаний изготавливали по 3 образца на каждый режим термической обработки, результаты испытаний усредняли.

Структуру термообработанного металла, распределение и плотность дислокаций, изломы образцов изучали методами оптической микроскопии, растровой и электронной микроскопии (СЭМ-515 фирмы «Philips», JEM-200СХ фирмы JEOL). В дальнейшем расчетным методом [11], используя экспериментально установленные параметры субструктуры, определяли локальную деформацию ($\epsilon_{\text{лок}}$) и структурные напряжения II рода ($\tau_{\text{лок}}$) в зависимости от условий охлаждения металла.

Сопротивляемость усталостному разрушению сварных соединений, охлаждение которых происходило в различных условиях, оценивали при нагружении циклическим изгибом с симметричным циклом, согласно общепринятым методам [12]. Испытаниям подвергали образцы стыковых соединений размером 400×85 мм толщиной 10 мм (65Г) и 20 мм (КС2), которые сваривали механизированным способом под флюсом соответственно в 3 и 6 проходов. Сварку образцов выполняли проволокой Св-08ХМ диаметром 2 мм на режиме: сварочный ток 240...280 А, напряжение на дуге 28...30 В, скорость сварки 24 м/ч.

При таких режимах погонная энергия сварки составляла 10 кДж/см. Для исключения вероятности образования холодных трещин в соединениях перед сваркой выполняли их предварительный подогрев до 150 °C. После охлаждения сварные образцы испытывали на установке УМП-1 при симметричном цикле нагружения с частотой 14 Гц. Напряжения цикла (σ_a) изменяли в диапазоне от 60 до 120 МПа. Критерием оценки были максимальные напряжения (предел выносливости σ_{-1}), при которых в сварном соединении не образуется трещин усталости после 2 млн. циклов нагружения.

Результаты исследований и их обсуждение. Влияние температуры и времени отпуска на изменение механических свойств металла ЗТВ оценивали с использованием модельных образцов стали 65Г. Обобщенные результаты испытаний приведены на рис. 1. На графиках за нулевую точку на шкале абсцисс принята величина механических свойств металла ЗТВ, охлаждение которого выполняли непрерывно по термическому циклу сварки.

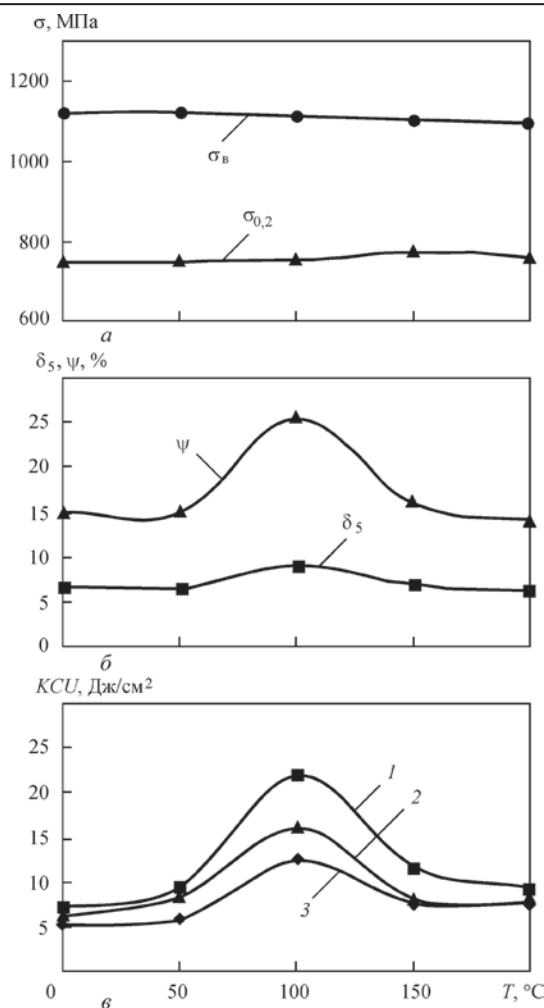


Рис. 1. Влияние температуры отпуска продолжительностью 4 ч на показатели прочности (а), пластичности (б) и ударной вязкости (в) металла ЗТВ стали 65Г при температуре испытаний: 1 — 20 °С; 2 — -20; 3 — -40

Установлено, что отпуск в интервале температур 50...200 °С в течение четырех часов существенно не влияет на изменение прочностных свойств закаленного металла ЗТВ (рис. 1, а). Кратковременная прочность металла находится в диапазоне 1120...1090 МПа, а условный предел текучести металла составляет 745...760 МПа. Но, как видно из представленных данных, величина температуры низкого отпуска более существенно влияет на показатели пластических свойств и ударной вязкости металла ЗТВ, и это влияние неравнозначно (рис. 1, б, в). При температуре отпуска 100 °С относительное удлинение повышается в 1,3 раза (с 6,7 до 9 %), а сужение в 1,7 раза (с 15 до 25,6 %). При отпуске 150...200 °С эти показатели постепенно снижаются до исходного уровня. Аналогичную тенденцию мы наблюдаем и с показателями ударной вязкости металла ЗТВ, при этом их повышение более существенное. При температуре испытаний 20 °С величина KCU увеличивается в 3,1 раза (с 7 до 22 Дж/см²), при -20 °С — в

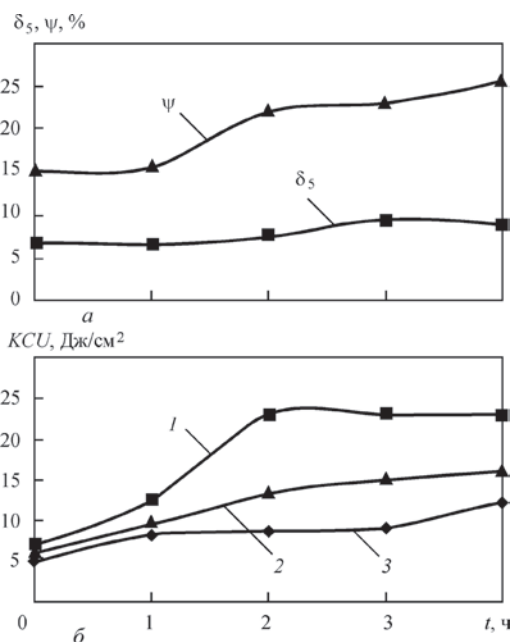


Рис. 2. Влияние времени выдержки при отпуске 100 °С на показатели пластичности (а) и ударной вязкости (б) металла ЗТВ стали 65Г при температуре испытаний: 1 — 20 °С; 2 — -20; 3 — -40

2,7 раза (с 6 до 16 Дж/см²), при -40 °С — в 2,5 раза (с 5 до 12,3 Дж/см²).

Учитывая полученные данные, в дальнейшем оценивали влияние времени выдержки при температуре 100 °С на изменение пластичности и вязкости металла ЗТВ стали 65Г. Обобщенные результаты этих исследований представлены на рис. 2. Установлено, что существенное повышение показателей пластических свойств и ударной вязкости наблюдается уже при двухчасовом отпуске. При увеличении времени пребывания металла при 100 °С до четырех часов показатели его пластичности повышаются на 16...22 %, показатели ударной вязкости при температуре испытаний 20 °С практически не изменяются, а при отрицательных температурах повышаются соответственно на 21 и 40 %.

Очевидно, что повышение пластичности металла ЗТВ в результате задержки его охлаждения при 100 °С на 2...4 ч может быть связано только с изменениями на субструктурном уровне, так как фазовые превращения к этому моменту в основном уже закончились (температура начала образования мартенсита 240 °С) [7]. Снижение же его пластичности при более высокой температуре отпуска (150...200 °С), по-видимому, происходит в результате развития процессов перераспределения углерода и выпадения карбидов в виде тонких пластин на границах реек бейнита и мартенсита [5].

При использовании методов оптической металлографии существенной разницы в структуре закаленного металла образцов, которые охлаждались в разных условиях, не выявлено (рис. 3). При всех вариантах охлаждения структура представлена преи-

Таблица 1. Параметры тонкой структуры, расчетные величины локальной деформации и напряжений II рода (ЗТВ, сталь 65Г)

Условия охлаждения	Элементы структуры	Ширина реек h , мкм	Плотность дислокаций ρ , см ⁻²	Локальная деформация $\varepsilon_{\text{лок}}$, %	Напряжения II рода $\tau_{\text{лок}}$, МПа
Беспрерывное охлаждение по ТЦС	Б _в	0,2...0,5	$4...5 \times 10^{10}$	2,8...9,0	739...924
	Б _н	0,4...0,7	$6...7 \times 10^{10}$	8,4...17,5	1109...1294
	М	0,8...1,2	$7...8 \times 10^{10}$	17,5...33,6	1294...1474
По ТЦС до 100 °С, отпуск 4 ч, далее на воздухе	Б _в	0,2...0,5	$3...3,5 \times 10^{10}$	2,1...6,3	554...646
	Б _н	0,4...0,7	$4...4,5 \times 10^{10}$	5,6...11,25	739...830
	М	0,8...1,2	$5...6 \times 10^{10}$	14,0...25,0	924...1109

мущественно нижним бейнитом (Бн) с микротвердостью $HV_{0,1} = 3620...3860$ МПа и мартенситом (М) (4120...4410 МПа). Объемная доля верхнего бейнита (Б_в) с микротвердостью 3030...3210 МПа не превышает 10 %. Обнаружены также отдельные участки перлита (2570...2710 МПа) и остаточного аустенита (2700 МПа) общим объемом не более 2 %.

Для подтверждения изменений на субструктурном уровне в металле ЗТВ, которые происходят при низкотемпературном отпуске, были проведены специальные электронно-микроскопические исследования тонкой структуры образцов. Для этого были отобраны образцы, которые охлаждались беспрерывно по термическому циклу сварки, и образцы с четырехчасовой выдержкой при 100 °С. Обобщенные результаты исследований приведены в табл. 1.

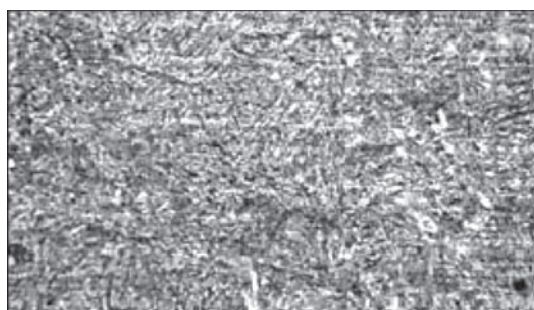


Рис. 3. Микроструктура (×500) металла ЗТВ стали 65Г

Установлено, что при отпуске металла ЗТВ в процессе его охлаждения происходят изменения на субструктурном уровне, и они состояли в следующем. Плотность дислокаций ρ в элементах структуры уменьшилась примерно в 1,5 раза (табл. 1). При этом ширина реек h структурных составляющих не изменилась. Кроме того, наряду с обычным мартенситом закалки (рис. 4, б) в металле выявлены локальные участки с мартенситом отпуска (рис. 4, з). Расчетным методом, используя параметры субструктуры, определены локальные деформации и напряжения II рода. Установлено, что в объеме реек верхнего бейнита локальные деформации и напряжения снизились в 1,4 раза, нижнего бейнита — в 1,5 раза, мартенсита — в 1,3...1,4 раза. Очевидно, данные изменения на субструктурном уровне есть главным фактором увеличения показателей пластических свойств и ударной вязкости металла ЗТВ. И эти положительные изменения должны, как следствие, способствовать повышению его сопротивляемости хрупкому разрушению.

Как отмечено в работе [7], критический коэффициент интенсивности напряжений K_{Ic} для металла ЗТВ сталей 65Г и КС2 при скорости охлаждения $w_{6/5} = 6$ °С/с и содержании водорода $[H]_{\text{диф}} = 0,5$ мл/100 г составляет соответственно 11 и 17,5 МПа√м, что в 6,5 раза и 3 раза ниже показателей для сталей в их исходном состоянии. Эти

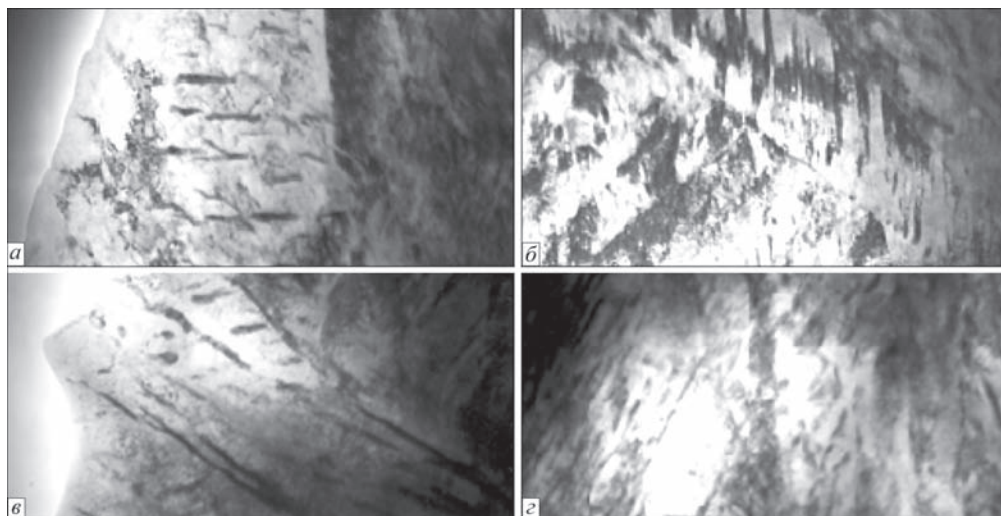


Рис. 4. Элементы тонкой структуры металла ЗТВ стали 65Г при беспрерывном охлаждении по термическому циклу сварки (а, б), и с отпуском при 100 °С в течение четырех часов (в, з) (×30000): а, в — Б_в; б, з — М

показатели сопротивляемости металла хрупкому разрушению были получены при испытаниях образцов в течение не более 0,5 ч после их наводороживания. При испытаниях аналогичных образцов после вылеживания (отдыха) в течение 72 ч при комнатной температуре показатели K_{Ic} повысились соответственно в 1,9 и 1,5 раза (рис. 5). Очевидно, это связано с процессами диффузии и частичном удалении водорода из закаленного металла.

При двухчасовом отпуске при 100 °С показатель K_{Ic} для ЗТВ стали КС2 повысился уже в 1,8 раза (от 17,5 до 32 МПа√м). Более существенное увеличение сопротивляемости хрупкому разрушению в 4 раза (от 11 до 45 МПа√м) при данных условиях охлаждения отмечается для металла ЗТВ стали 65Г. По нашему мнению, эти изменения можно объяснить влиянием двух факторов. Во-первых, удалением диффузионного водорода из металла полностью, что было подтверждено экспериментально методом «карандашной пробы» с использованием модельных образцов после их разрушения. А, во-вторых, как установлено ранее, с релаксацией напряжения II рода в структуре закаленного металла. Совместное действие этих двух процессов более наглядно проявилось при испытаниях металла ЗТВ с бейнитно-мартенситной структурой. При увеличении времени выдержки в печи при 100 °С до четырех часов сопротивляемость развитию трещин в металле ЗТВ исследуемых сталей дополнительно увеличивается еще примерно на 10 % (рис. 5).

Структуру изломов изучали на образцах металла ЗТВ стали КС2. Обобщенные результаты исследований изломов в зоне магистрального развития трещин приведены в табл. 2, на рис. 6 представлены характерные виды изломов. Установлено, что при выдержке металла ЗТВ при 100 °С в течение 2...4 ч существенно изменяется характер излома. На поверхности излома уже не наблюдается хрупкого межзеренного разрушения (ХМЗ), доля хрупкого внутризеренного разрушения (ХВЗ) увеличивается до 80...90 %, длина вторичных трещин резко уменьшается (со 120 до 30 мкм), а доля вязкой составляющей в изломе увеличивается до 10...20 %.

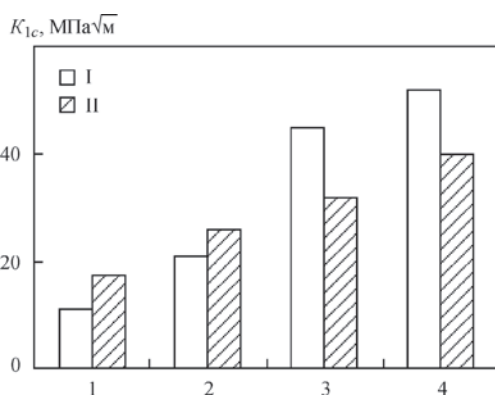


Рис. 5. Сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ сталей 65Г (I) и КС2 (II) ($[H]_{диф} = 0,5$ мл/100 г) в зависимости от условий охлаждения (1–4 — номера опытов в соответствии с табл. 2)

Проведенные исследования показали, что применяя низкий отпуск (при 100 °С) в течение 2...4 ч в процессе охлаждения железнодорожных колес после их наплавки можно существенно, до 4,5 раз, повысить сопротивляемость закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению, приблизив ее к показателям высокопрочной стали в исходном состоянии. Учитывая, что обод колеса в процессе беспрерывной наплавки разогревается до 260 °С, эту технологическую операцию возможно выполнить без дополнительных затрат энергии при замедлении охлаждения железнодорожных колес в термокамерах. Для поддержания температуры металла на уровне 100 °С на протяжении длительного времени необходимо использовать теплоизолирующие материалы в конструкции термокамер, которые устанавливаются отдельно на колесах, или использовать подогрев до 50 °С в общих термокамерах, куда помещаются колесные пары после наплавки. Экспериментально установлено, что при таких условиях охлаждения колес после наплавки время пребывания металла в области температур 130...90 °С увеличивается до четырех часов.

Повышение сопротивляемости металла ЗТВ высокопрочных углеродистых сталей хрупкому разрушению положительно влияет на изменение усталостной прочности сварных соединений (рис. 7). С применением отпуска при 100 °С в течение четырех часов в процессе охлаждения предел выносливости соединений повышается

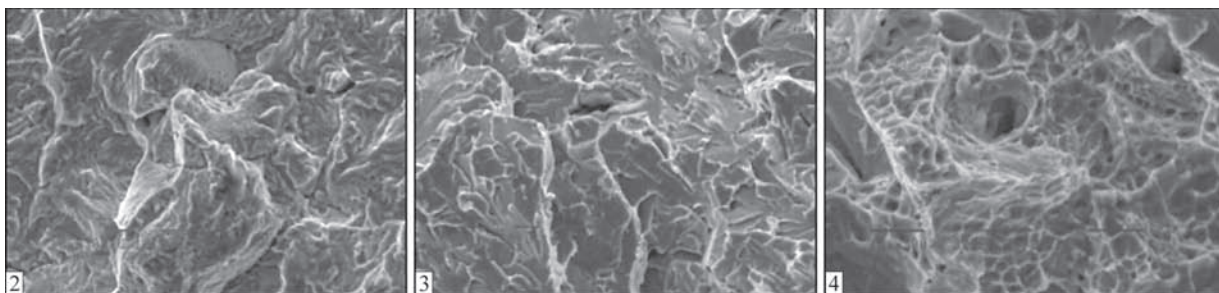


Рис. 6. Поверхность излома металла ЗТВ стали КС2 в зоне магистрального развития трещины в зависимости от условий охлаждения (2, 3 — $\times 1010$; 4 — $\times 2020$). 2–4 — номера опытов (см. табл. 2)

Таблица 2. Характер излома в зоне магистрального развития трещины (ЗТВ, сталь КС2)

Номер опыта	Условия охлаждения	K_{IC} , МПа $\sqrt{м}$	Характеристика излома		
			$\frac{XB3}{L_{BT}}$, %	$\frac{XM3}{L_{BT}}$, %	Вязкий, %
1	Беспрерывное охлаждение по ТЦС	17,5	70/120	30/120	-
2	Беспрерывное охлаждение по ТЦС, отдых 72 ч	26	95/30	-	5
3	По ТЦС до 100 °С, отпуск 2 ч, далее на воздухе	32	90/30	-	10
4	По ТЦС до 100 °С, отпуск 4 ч, далее на воздухе	40	80/30	-	20

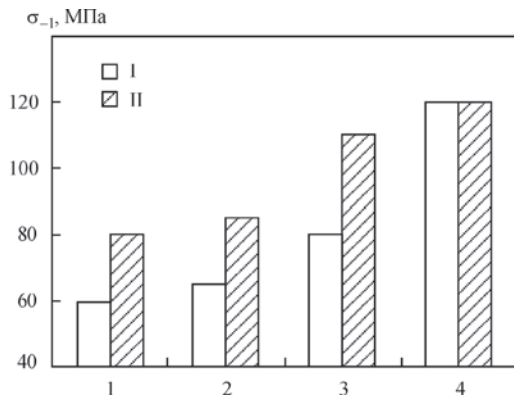


Рис. 7. Влияние условий охлаждения на усталостную прочность сварных соединений сталей 65Г (I) и КС2 (II). 1–4 — номера опытов в соответствии с табл. 2

в 1,5...2,0 раза. При этом тенденция изменения предела выносливости сварных соединений в зависимости от типа исследуемой стали отличается. По-видимому, это связано с различным структурным состоянием закаленного металла ЗТВ. Так, при отмеченных условиях сварки скорость охлаждения в ЗТВ соединений составляла $w_{6/5} = 13...15$ °С/с. При данной скорости охлаждения в металле ЗТВ стали КС2 формируется бейнитно-мартенситная структура (соотношение структурных составляющих примерно 70/30), а в стали 65Г — преимущественно мартенситная (объемная доля бейнита не более 3 %) [7]. Поэтому при двухчасовой выдержке при 100 °С, по сравнению с четырехчасовой, предел выносливости для соединений стали КС2 составляет уже 92 % от максимального значения, соответственно 110 и 120 МПа, а стали 65Г — всего 67 % (80 МПа). Из этого следует, что при формировании преимущественно мартенситной структуры металла двухчасовой выдержки при 100 °С еще недостаточно для релаксации напряжений II рода. На реализацию микропластических изменений в таком металле необходимо больше времени. Следует также отметить, что при выполнении независимых исследований в Физико-механическом институте им. Г. В. Карпенко НАН Украины (г. Львов) по оценке изменений в развитии трещин усталости в металле ЗТВ в зависимости от условий охлаждения были получены аналогичные результаты [13].

В заключение следует отметить, что проведенные исследования позволили усовершенствовать технологию наплавки с целью повышения на-

дежности восстановленных колес при эксплуатации железнодорожного транспорта. Новизна технологии, которая наряду с новыми требованиями к условиям охлаждения железнодорожных колес после наплавки, включает требования к величине температуры предварительного подогрева в зависимости от содержания углерода в колесной стали и к уровню легирования сварочных материалов, подтверждена патентом Украины [14].

Выводы

1. Установлено, что применение низкотемпературного отпуска при 100 °С в течение двух-четырех часов в процессе охлаждения сварных соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %, способствует повышению показателей пластических свойств закаленного металла ЗТВ до 1,7 раза и ударной вязкости до 3 раз при сохранении его высокого уровня прочности. Повышение пластичности металла ЗТВ происходит вследствие положительных изменений на субструктурном уровне. При этом до 1,5 раз уменьшается плотность дислокаций в объеме реек бейнита и мартенсита, а также уровень напряжений II рода в структуре закаленного металла ЗТВ.

2. Применение при наплавке железнодорожных колес в процессе охлаждения низкого отпуска при 100 °С позволит существенно (до 4,5 раз), повысить сопротивляемость закаленного металла ЗТВ хрупкому разрушению, приблизив ее к показателям высокопрочной стали в исходном состоянии. Сопротивляемость сварных соединений усталостному разрушению при этом повышается до двух раз.

Список литературы

1. Ю. Н. Роботнова (ред.) (1972) *Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению*. Москва, Мир.
2. Макаров Э. Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
3. Касаткин О. Г., Миходуй Л. И., Касаткин С. Б. и др. (1995) Сопротивление замедленному и хрупкому разрушению металла ЗТВ высокопрочных сталей типа 14X2ГМР. *Автоматическая сварка*, 2, 7–10.
4. Скульский В. Ю. (2009) Особенности кинетики замедленного разрушения сварных соединений закаливаемых сталей. *Там же*, 7, С.14–20.
5. Єфіменко М. Г., Радзівілова Н. О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харків, НТУ ХПІ.

6. Анохов А. Е., Корольков П. М. (2006) *Сварка и термическая обработка в энергетике*. Київ, Екотехнологія.
7. Гайворонский А. А., Позняков В. Д., Маркашова Л. И и др. (2016) Сопrotивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %, выполненных дуговой сваркой. *Автоматическая сварка*, **9**, 3–9.
8. Бабаченко А. И., Литвиненко П. Л., Кныш А. В. и др. (2011) Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания. Сб. науч. тр. ИЧМ НАН Украины. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Днепропетровск, сс. 226–233.
9. Матвеев В. В. (2007) *Восстановление железнодорожных колес наплавкой*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.
10. Гайворонский О. А. (2016) Умови забезпечення якості відновлених наплавлених залізничних коліс. Наука та прогрес транспорту. *Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна*, **5**(65), 136–151.
11. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Бердникова Е. Н. и др. (2014) Влияние структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композитных материалов. *Автоматическая сварка*, **6-7**, 25–31.
12. В. И. Труфяков (ред.) (1990) *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках*. Киев, Наукова думка.
13. Haivoronskyi O. A., Poznyakov V. D., Markashova L. I. et al. (2016) Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Materials Science*, **51**, **4**, 563–569.
14. Гайворонский О. А., Позняков В. Д., Клапатюк А. В. (2014) *Способ восстановления виробів з високовуглецевих сталей*. Пат. 107301 Україна, МПК 2014.01, B23P 6/00.
13. Haivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2016) Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Mater. Sci.*, **51**(4), 563–569.
14. Gajvoronsky, O.A., Poznyakov, V.D., Klapatyuk, A.V. (2014) *Method of restoration of high-carbon steel products*. Pat. 107301, Ukraine, Int. Cl. 2014.01, B23P 6/00.

References

1. (1972) *New methods for assessment of resistance of metals to brittle fracture*. Ed. by Robotnova. Moscow, Mir.
2. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloy steels*. Moscow, Mashinostroenie.
3. Kasatkin, O.G., Mikhoduj, L.I., Kasatkin, S.B. et al. (1995) Resistance to delayed and brittle fracture of HAZ metal of 14Kh2GMR type high-strength steels. *Avtomatich. Svarka*, **2**, 7–10.
4. Skulsky, V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, **7**, 12–17.
5. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Physical metallurgy and heat treatment of welded joints*. Kharkiv, NTU KhPI.
6. Anokhov, A.E., Korolkov, P.M. (2006) *Welding and heat treatment in power engineering*. Kyiv, Ekotekhnologiya.
7. Gajvoronsky, A.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2016) Brittle fracture resistance of HAZ metal in arc-welded joints of high-strength steels with carbon content of 0.55–0.65 %. *The Paton Welding J.*, **9**, 2–8.
8. Babachenko, A.I., Litvinenko, P.L., Knysh, A.V. et al. (2011) Improvement of chemical composition of steel for railway wheels providing their resistance to defect formation on roll surface. In: *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*: Transact., Dnepropetrovsk, 226–233.
9. Matveev, V.V. (2007) *Restoration of railway wheels using surfacing*. Kiev, PWI.
10. Gajvoronsky, O.A. (2016) Conditions of quality assurance of restored railway wheels by surfacing. Science and progress of transport. *Visnyk DNUZT im. V. Lazaryana*, **5**(65), 136–151.
11. Markashova, L.I., Poznyakov, V.D., Berdnikova, E.N. et al. (2014) Effect of structural factors on mechanical properties and crack resistance of welded joints of metals, alloys and composite materials. *The Paton Welding J.*, **6-7**, 22–28.
12. (1990) *Strength of welded joints under alternating loadings*. Ed. by V.I. Trufyakov, Kiev, Naukova Dumka.

О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, Л. І. Маркашова,
А. С. Шишкевич, В. А. Яшук, А. В. Клапатюк

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ПІДВИЩЕННЯ ОПОРУ КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ МЕТАЛУ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Представлені результати є продовженням комплексних досліджень і стосуються впливу низькотемпературного відпускання, яке виконується в процесі сповільненого охолодження виробів після зварювання, на механічні властивості і тріщиностійкість з'єднань високоміцної сталі з вмістом вуглецю 0,55...0,65 %. Встановлено, що відпускання при 100 °С на протязі до чотирьох годин сприяє підвищенню показників пластичних властивостей загартованого металу зони термічного впливу на 70 %, ударної в'язкості в 3 рази, тріщиностійкості в 4,5 рази, довговічності зварних з'єднань в 2 рази. Пов'язано це зі зниженням до 1,5 раза щільності дислокацій в об'ємі рейок бейніта і мартенсита, і релаксацією напружень II роду. Бібліогр. 14, табл. 2, рис. 7.

Ключові слова: високоміцна вуглецева сталь, дугове зварювання, зона термічного впливу, низьке відпускання, структура, механічні властивості, крихке руйнування, довговічність

O. A. Haivoronskyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova,
A. S. Shishkevich, V. A. Yashchuk and A. V. Klapatyuk

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

INCREASE OF BRITTLE FRACTURE RESISTANCE OF METAL OF HEAT-AFFECTED OF ZONE IN RAILWAY WHEEL SURFACING

Presented results are continuation of the complex investigations and refer to effect of low-temperature tempering, which is carried out in process of delayed cooling of products after welding, on mechanical properties and crack resistance of the joints of high-strength steel with 0.55–0.65 % carbon content. It is determined that tempering at 100 °C during four hours promotes rise of ductility property indices of quenched metal of heat-affected zone by 70 %, that of impact toughness 3 times, crack resistance 4.5 times, welded joint service life 2 times. It is related with 1.5 times decrease of dislocation density in a volume of bainite and martensite laths as well as relaxation of stresses of II type. 14 Ref., 2 Tables, 7 Figures.

Keywords: high-strength carbon steel, arc welding, heat-affected zone, low-temperature tempering, mechanical properties, brittle fracture, life

Поступила в редакцію 12.04.2017

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАГНЕТРОННЫХ НАНОСЛОЙНЫХ FeAl-ПОКРЫТИЙ

Ю. С. БОРИСОВ¹, М. В. КУЗНЕЦОВ¹, Б. Т. ТКАЧЕНКО¹, А. В. ВОЛОС¹, В. Г. ЗАДОЯ¹,
Л. М. КАПИТАНЧУК¹, А. И. ГУДЫМЕНКО², В. Ф. ГОРБАНЬ³

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Ин-т физики полупроводников им. В. В. Лошкарева НАН Украины.
03028, г. Киев, просп. Науки, 45. E-mail: mickle@semicond.kiev.ua

³Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины.
03142, Киев-142, ул. Акад. Кржижановского, 3. E-mail: post@ipms.kiev.ua

Работа посвящена исследованию процесса формирования FeAl-покрытия с регулируемым составом на подложках из стали 08X18H10T при совместном магнетронном распылении составной мишени Al + Fe с нагреваемой выше точки Кюри (768 °C) вставкой из Ст.3 и алюминиевой мишени. Применение системы циклического перемещения подложки в активных зонах работы магнетронов позволило формировать нанослойную структуру покрытий с толщиной нанослоев Al — 1,3...1,9, Fe — 1,6 нм. Покрытия исследовали методами Оже-спектроскопии, рентгеновской дифракции и микроиндентирования. Установлено, что FeAl-покрытия толщиной 3 мкм, содержащие 39,6 и 54,6 ат. % Al, являются упорядоченной фазой B2 — FeAl, состоящей из зерен размером 0,135...0,173 и 0,293...0,335 мкм, сформированных из нанокристаллитов размером 7 и 22 нм, соответственно. Библиогр. 17, табл. 4, рис. 6.

Ключевые слова: магнетронное распыление, нанослойная структура, FeAl-покрытия, регулируемый состав

Одной из задач инженерии поверхности на современном этапе развития техники является разработка новых покрытий и технологии их нанесения, обеспечивающих защиту деталей и узлов техники в условиях повышающихся рабочих температур и механических нагрузок, воздействия агрессивных сред. В связи с этим интерметаллиды FeAl, характеризующиеся высокой жаростойкостью при 600...1000 °C, сопротивлением коррозии в агрессивных серосодержащих средах и изнашиванию, представляют собой перспективный материал для разработки новых защитных покрытий. Технологии нанесения покрытий на основе алюминидов железа методами плазменного, электродугового, высокоскоростного плазменно-дугового, детонационного напыления [1, 2] позволяют формировать FeAl-покрытия толщиной 100...300 мкм. Другая область получения FeAl-покрытий — это вакуумные методы: катодное распыление [3], ионное напыление [4], электронно-лучевое испарение [5], импульсное лазерное нанесение [6–8], магнетронное распыление [9–12]. Метод магнетронного распыления получил наибольшее распространение.

Магнетронное распыление широко используется благодаря его свойству обеспечивать формирование покрытий толщиной от нанометров до микрон путем конденсации из нейтральных или ионизированных атомов при относительно низкой температуре с плотной нанокристаллической

структурой [9]. Нанесение таких покрытий может быть проведено по различным технологическим схемам. Существует опыт применения магнетронной распылительной системы с мишенями из сплава FeAl, получаемого путем плавки и литья в вакууме чистых металлов Fe и Al [10]. Более дешевым является вариант получения покрытий FeAl разного состава распылением составной мишени, состоящей из алюминиевой основы и сменных дисков из железа различных диаметров [11]. Отметим, что при этом получалась низкая скорость осаждения железа. Это связано с тем, что магнитный поток, образуемый магнитной системой магнетрона, шунтируется магнитной вставкой и происходит искажение распределения поперечной составляющей магнитной индукции и смещение ее максимума за пределы вставки. Больше возможностей по получению FeAl-покрытия любого состава имеет вариант совместного распыления двух мишеней из алюминия и железа. Многослойные магнитные пленки Al(4 нм)/Fe(3,7 нм) толщиной 140 нм осаждались на вращающиеся кремниевые подложки при скорости осаждения железа 9 нм/мин. [12]. Исследования, выполненные методом рентгеновской дифракции, показали, что эти пленки имеют плохую кристалличность и не содержат надежных признаков упорядоченной фазы B2.

Настоящая работа посвящена исследованию процесса формирования FeAl-покрытия с регули-

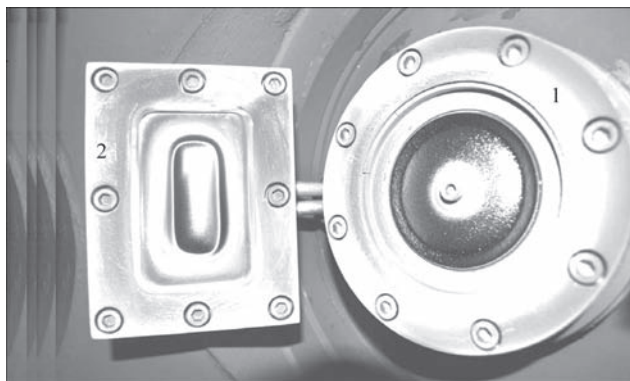


Рис. 1. Размещение магнетронов в вакуумной камере установки ВУ-1БС: 1 — магнетрон 1 с составной мишенью Al + Fe ($d = 88$ мм); 2 — магнетрон 2 с алюминиевой мишенью размером 80×50 мм

руемым составом при совместном магнетронном распылении двух мишеней.

Методики эксперимента и исследований. FeAl-покрытия осаждали с использованием модернизированной вакуумной установки ВУ-1БС, которая была оснащена модулем магнетронного распыления на постоянном токе, состоящим из двух магнетронов (рис. 1). На магнетроне 1 была установлена составная мишень Al + Fe, состоящая из алюминиевой части ($d = 88$ мм, $\delta = 10$ мм), охлаждаемой водой, и термоизолированной от нее вставки ($d = 65$ мм, $\delta = 3$ мм) из низкоуглеродистой стали Ст.3. При $P_1 = 850$ Вт, холодном состоянии вставки на периферии алюминиевой части мишени, а также максимальной величине поперечной составляющей магнитной индукции $B_{\text{поп. max}}$ магнитного поля магнетрона 1, возбуждался магнетронный разряд, обеспечивающий быстрый разогрев вставки через ее торец до температуры выше точки Кюри (для железа 768°C), что обуславливало одновременное смещение $B_{\text{поп. max}}$ и разряда на поверхность вставки. В результате вставка становилась источником постоянной скорости осаждения атомов железа (рис. 2). Магнетрон 2 с алюминиевой мишенью размером 80×50 мм использовался для получения ре-



Рис. 2. Составная мишень Al + Fe с вставкой ($d = 64$ мм, $\delta = 3$ мм) из стали Ст.3

гулируемой алюминиевой составляющей FeAl-покрытия при изменении мощности в диапазоне $P_2 = 0,35 \dots 1,4$ кВт.

Напротив магнетрона 1 на расстоянии 100 мм от него была установлена вспомогательная магнитная система такой же конструкции, как и магнитная система магнетрона. Магнитное поле ее образовывало с полем магнитной системы магнетрона 1 согласную конфигурацию (центральный и наружный полюса вспомогательной магнитной системы имели намагниченность, противоположную по отношению к полюсам магнитной системы магнетрона). Это обеспечивало увеличение плотности тока ионной очистки подложки и усиление воздействия ионов плазмы магнетронного разряда на поверхность растущего покрытия, что способствовало повышению адгезии покрытия.

Для первоначальных экспериментов по исследованию процесса формирования слоев FeAl-покрытия при различной мощности магнетронов применяли стеклянные подложки ($65 \times 30 \times 4$ мм). Выбор стеклянных подложек был обусловлен необходимостью проведения точных измерений толщины покрытия с помощью профилографа-профилометра типа АИ Модель 252. В качестве основных подложек использовали образцы из стали 08X18H10T размером $65 \times 30 \times 0,5$ мм.

Подложка перемещалась последовательно относительно магнетронов, пересекая зоны потоков атомов Al и Fe, формируемых на распыляемых мишенях 1 и 2, со скоростью 0,3 м/с. Расстояние между мишенями и подложкой составляло 55 и 70 мм (рис. 3). Нанесение FeAl-покрытия происходило в циклическом режиме с формированием единичных слоев при прохождении подложки через зоны потоков атомов Al и Fe. Толщина единичных слоев зависит от скорости вращения держателя с за-

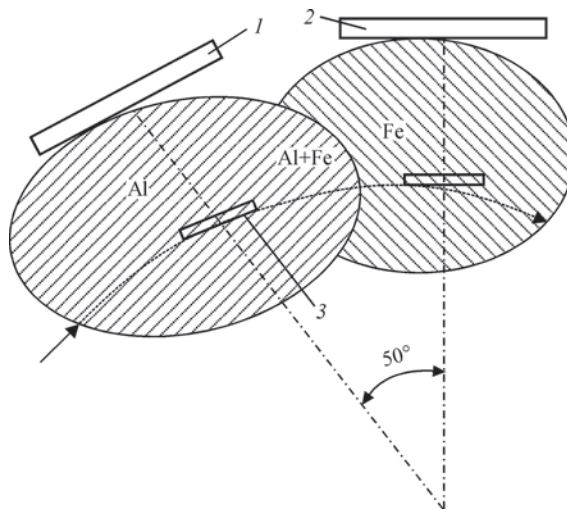


Рис. 3. Схема осаждения магнетронного FeAl-покрытия: 1 — алюминиевая мишень; 2 — нагреваемая вставка из Ст.3 составной мишени Al + Fe; 3 — положение подложки относительно магнетронов при вращении со скоростью 15 об/мин

крепленной подложкой и скорости осаждения компонентов покрытия (Fe и Al).

В условиях скорости линейного перемещения подложки 0,3 м/с и скоростях осаждения $v_{\text{Fe}} = 24$ нм/мин и $v_{\text{Al}} = 20 \dots 29$ нм/мин толщина единичных слоев составляет 1,6 нм для Fe и 1,3...1,9 нм для Al.

Для расчета содержания алюминия в FeAl-покрытиях по скоростям осаждения железа и алюминия была разработана следующая методика.

Содержание алюминия в FeAl-покрытиях можно представить выражением:

$$C_{\text{Al}} = \frac{Q_{\text{Al}}}{Q_{\text{Al}} + Q_{\text{Fe}}} \cdot 100 \%, \text{ мас.} \% \quad (1)$$

где Q_{Al} и Q_{Fe} — масса алюминия и железа, входящих в состав покрытия, которые осаждаются одновременно соответственно магнетронами 2 и 1.

Значения Q_{Al} и Q_{Fe} равны:

$$Q_{\text{Al}} = \rho_{\text{Al}} v_{\text{Al}} t s; Q_{\text{Fe}} = \rho_{\text{Fe}} v_{\text{Fe}} t s, \quad (2)$$

где ρ_{Al} и ρ_{Fe} — плотности осажденного алюминия и железа, г/см³; v_{Al} и v_{Fe} — скорости осаждения алюминия и железа, нм/мин; t — время осаждения, мин; s — площадь поверхности образца, см².

Исходя из выражений (1) и (2)

$$\begin{aligned} C_{\text{Al}} &= \frac{\rho_{\text{Al}} v_{\text{Al}} t s}{\rho_{\text{Al}} v_{\text{Al}} t s + \rho_{\text{Fe}} v_{\text{Fe}} t s} \cdot 100 \% = \\ &= \frac{\rho_{\text{Al}} v_{\text{Al}}}{\rho_{\text{Al}} v_{\text{Al}} + \rho_{\text{Fe}} v_{\text{Fe}}} \cdot 100 \%, \text{ мас.} \% \end{aligned} \quad (3)$$

Преобразованием выражение (3) получает формула (4) для расчета скорости осаждения алюминия v_{Al} по заданным значениям содержания алюминия C_{Al} и скорости осаждения железа v_{Fe} .

$$v_{\text{Al}} = \frac{C_{\text{Al}} v_{\text{Fe}} \rho_{\text{Fe}}}{(100 \% - C_{\text{Al}}) \rho_{\text{Al}}}, \text{ нм/мин.} \quad (4)$$

Для определения ρ_{Al} и ρ_{Fe} получаемых покрытий были выполнены следующие эксперименты. На стеклянные подложки при мощности магнетронов $P_1 = 830$ Вт и $P_2 = 1350$ Вт осаждали покрытия из железа и алюминия. С помощью профилометра-профилографа определяли толщины этих покрытий и рассчитывали скорости осаждения $v_{\text{Fe}} = 24$ нм/мин и $v_{\text{Al}} = 38$ нм/мин. При этих значениях P_1 , P_2 и соответствующих скоростях v_{Fe} , v_{Al} на подложку из стали 08X18H10T площадью 18 см², не подвергая ее ионной очистке, осаждали покрытия из железа и алюминия. Подложки взвешивали на весах ВЛР-200 до и после осаждения покрытий (погрешность взвешивания $\pm 0,00012$ г) и определяли прирост массы Fe и Al: $\Delta_{\text{Fe}} = 0,01145$ г, $0,01205$ г ($\delta = 1000$ нм), $\Delta_{\text{Al}} = 0,0118$ г, $0,0121$ г ($\delta = 2440$ нм). По средним величинам полученных значений $\Delta_{\text{Fe}} = 0,01205$ и $\Delta_{\text{Al}} = 0,01195$ г были вычислены плотности покрытий — $\rho_{\text{Fe}} = 6,97$ г/см³ и $\rho_{\text{Al}} = 2,7$ г/см³.

Плотность покрытия из железа оказалась меньше стандартной объемной плотности 7,86 на 0,89 г/см³ (11,3 %). Это различие может зависеть от ряда факторов, влияющих на формирование вакуумных покрытий. Так, в работе [9] отмечается, что плотность вакуумных пленок связана с такими их характеристиками, как пористость, размеры блочной структуры, микронапряжения и может отличаться от объемной плотности на величину до 13 %. При осаждении покрытий на перемещающуюся подложку изменяется угол падения потока распыленных атомов, что также может оказывать влияние на плотность формируемого покрытия [14].

Используя $\rho_{\text{Fe}} = 6,97$ г/см³, $\rho_{\text{Al}} = 2,7$ г/см³ и постоянную величину $v_{\text{Fe}} = 24$ нм/мин, применяемую во всех экспериментах, получаем

$$v_{\text{Al}} = \frac{61,92 C_{\text{Al}}}{100 \% - C_{\text{Al}}}, \text{ нм/мин.} \quad (5)$$

Для определения мощности магнетрона 2 по рассчитанной v_{Al} была получена зависимость $v_{\text{Al}}(P_2)$ (рис. 4).

Процесс формирования покрытия на поверхности подложек из стали 08X18H10T состоял из следующих этапов:

перед помещением в вакуумную камеру проводили очистку подложки в ультразвуковой ванне в среде ацетона, а затем спирта;

нагрев подложки в вакуумной камере при $p = 5,0 \cdot 10^{-4}$ Па, $T = 150$ °C, $t = 20$ мин;

ионная очистка поверхности неподвижной подложки, размещаемой между магнетроном 1 и вспомогательной магнитной системой при давлении в камере $p_{\text{Ar}} = 1,3$ Па, $U = 1100$ В, плотности тока $j = 3,5$ мА/см², $t = 20$ мин;

возбуждение магнетронного разряда на периферии алюминиевой части составной мишени магнетрона 1, разогрев стальной вставки до температуры выше точки Кюри с последующим перемещением разряда на поверхности вставки при $p_{\text{Ar}} = 1,3$ Па, $P = 0,9$ кВт, $t = 5 \dots 6$ мин;

осаждение подслоя Fe на перемещающуюся подложку при $p_{\text{Ar}} = 0,3$ Па, $P_1 = 830$ Вт, $U_{\text{см}} = -1100$ В, $T = 300$ °C, $t = 10$ мин, $\delta = 240$ нм;

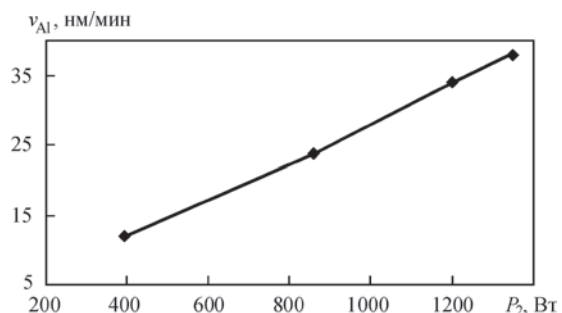


Рис. 4. Зависимость скорости осаждения алюминия от мощности магнетрона 2

осаждение FeAl-покрытия на перемещающуюся подложку при включении магнетрона 2 при $p_{Ar} = 0,3$ Па, $U_{cm} = 0$ В, $T = 150...200$ °С, $\delta = 3$ мкм.

Исследование состава и структуры покрытий проводили с помощью Оже-спектрометра JUMP 9500 F. Рентгеноструктурный фазовый анализ покрытий выполняли с помощью дифрактометра Philips X’Pert – MRD на CuK α 1-излучении (длина волны $\lambda = 0,15405980$ нм). Дифракционные спектры записывали сканированием в пошаговом режиме, шаг сканирования составлял 0,025°, время набора в точке — 1 с. Качественный фазовый состав определяли с использованием базы данных ICDD, PDF-2 Release 2012.

Определение механических характеристик покрытий и коэффициента трения проводили с помощью микро-наноиндентометра «Микрон-Гамма» и машины трения «Микрон-трибо» [15, 16]. Значения твердости, модуля упругости при индентировании вычислялись автоматически по стандарту ISO 14577-1:2002 [17].

Результаты и их обсуждение. Для исследования процесса получения FeAl-покрытия использовали диапазон концентраций 47,0...52,7 ат. % Al, в котором формируется фаза B2–FeAl, и покрытия с концентрацией 37...49 ат. % Al, у которых экспериментально установлена высокая жаростойкость при 600...1000 °С, в том числе в агрессивных газовых средах [10].

По значениям концентрации алюминия в покрытии $C_{Al}^{расч.} = 36$ и 24 мас. % с помощью формулы (5) и зависимости $v_{Al}(P_2)$ были определены скорости осаждения алюминия, соответствующие мощности магнетрона 2, и получены покрытия толщиной 3 мкм на образцах 1 и 2. В процессе осаждения покрытия подложка последовательно проходила через потоки распыленных атомов алюминия и железа (см. рис. 3). Близкое расположение мишеней (расстояние между их центрами 105 мм) и быстрое перемещение подложки способствовали активному перемешиванию осаждаемых на ее поверхности атомов Al и Fe и образованию при каждом обороте нанослоев FeAl, из которых формировалось FeAl-покрытие по всей его толщине (табл. 1). Следует отметить, что при большем расстоянии между магнетронами указанной конструкции системы и установке между ними экрана можно получать Fe/Al-покрытие из чередующихся нанослоев железа и алюминия. Из табл. 1 видно, что расчетная

концентрация алюминия отличалась от измеренной на 1...5 ат. % Al, что может быть объяснено следующими причинами:

при выборе методики расчета C_{Al} и v_{Al} предполагали, что FeAl-покрытие состоит только из железа и алюминия. Однако спектрометром JUMP 9500 F в образцах вакуумных покрытий были зафиксированы постоянные примеси (кислород, углерод), достигающие в сумме до 5 мас. %;

другая причина заключается в быстром изменении зоны эрозии алюминиевой мишени в процессе формирования покрытия. Проведенные исследования распыления мишени толщиной 4 мм при $P_2 = 1000$ Вт показали, что при затрате электроэнергии 4,7 кВт·ч на ней образовывалась типичная V-образная зона эрозии с предельной глубиной 3 мм. Было установлено, что при расходе электроэнергии до 2 кВт·ч сохранялась пропорциональность зависимости $v_{Al}(P_2)$. Однако с углублением зоны эрозии скорость осаждения при постоянной мощности разряда начинала постепенно уменьшаться. Так, при глубине зоны 3 мм измеренная скорость осаждения алюминия была меньше рассчитанной по кривой $v_{Al}(P_2)$ (рис. 3) на 20,3 %. Уменьшение скорости осаждения алюминия очевидно связано с образованием V-образной поверхности зоны эрозии, что способствует увеличению интенсивности ионизирующих столкновений в плазме магнетронного разряда, сужению области плазмы, росту плотности положительных ионов не только аргона Ar⁺, но и ионов Al⁺ распыляемого алюминия. В результате в общем потоке ионов, бомбардирующих мишень, увеличивается доля ионизированных атомов алюминия, которые возвращаются обратно на мишень, осаждаются на поверхность зоны эрозии и не долетают до подложки.

На рис. 5 представлены рентгенограммы покрытий на образцах 1 и 2.

На рентгенограммах присутствуют четкие рефлексы (110) и (200) фазы FeAl, что свидетельствует о том, что структура покрытия на образцах является упорядоченной фазой B2–FeAl с объемно-центрированной кристаллической решеткой, имеющей следующие параметры: Fe55Al — $a_1 = 0,29097$ нм, Fe40Al — $a_2 = 0,29090$ нм. Путем вычисления по формуле Шеррера определены размеры области когерентного рассеяния (ОКР) для кристаллов, образующих покрытия: Fe55Al

Таблица 1. Параметры осаждения FeAl-покрытий на перемещающиеся подложки из стали 08X18H10T и измеренные значения содержания алюминия в покрытиях

Образец	P_1 , Вт	v_{Fe} , нм/мин	P_2 , Вт	v_{Al} , нм/мин	$C_{Al}^{расч.}$		$C_{Al}^{изм.}$		Величина отклонения $C_{Al}^{изм.} - C_{Al}^{расч.}$	
					мас. %	ат. %	мас. %	ат. %	мас. %	ат. %
Fe55Al	830	24	1040	29	32	49,6	36,74	54,6	4,74	5,0
Fe40Al	830	24	700	19,6	24	38,6	24,05	39,6	0,05	1,0

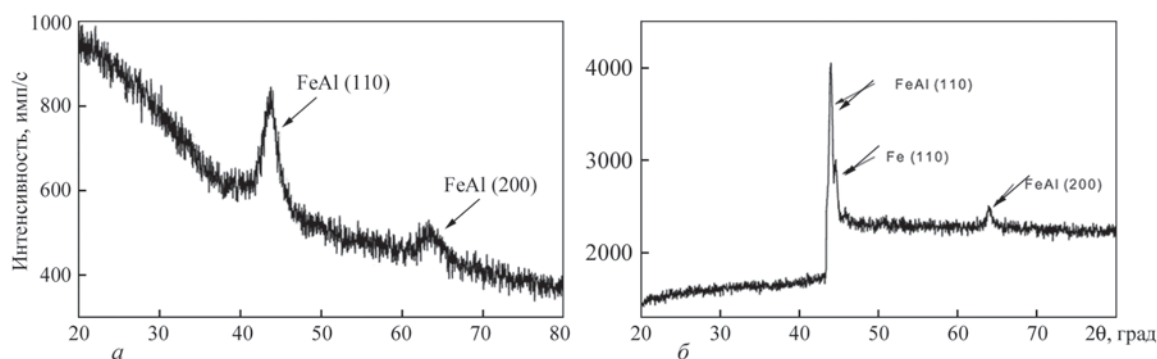


Рис. 5. Рентгенограммы FeAl-покрытий с различным содержанием Al: *a* — FeAl-покрытие с 54,6 ат. % Al (образец Fe55Al); *б* — FeAl-покрытие с 39,6 ат. % Al (образец Fe40Al)

— $D_1 = 7$ нм, Fe40Al — $D_2 = 22$ нм. На рентгенограмме Fe40Al зафиксировался также рефлекс Fe (110). Это может быть связано с тем, что содержание алюминия в этом покрытии меньше нижней границы диапазона состава, в котором формируется фаза B2-FeAl в 47...52,7 ат. % Al.

На рис. 6 и в табл. 2 и 3 представлены данные и фотографии со сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) структуры поверхности покрытий на образцах Fe55Al и Fe40Al и составы этих покрытий на различных участках образцов.

Анализ полученных данных показывает, что на поверхности обоих образцов из стали 08X18H10T сформировалась плотная, без пор кристаллическая структура покрытий. Размеры зерен на этих покрытиях зависят от содержания Al и составля-

ют при 54,6 ат. % Al 0,293...0,335 мкм (Fe55Al) и 0,131...0,173 мкм при 3,9 ат. % Al (Fe40Al).

В составе покрытий на образцах обнаружено небольшое содержание хрома ($C_{Cr} = 0,42...0,78$ ат. %), что может быть связано с незначительным распылением рамки, изготовленной из стали 08X19H10T, с помощью которой алюминиевая мишень крепится на магнетроне 2.

На поверхности образцов FeAl-покрытий имеются отдельные выпуклые поликристаллические образования диаметром 1,7 и 3,2 мкм, в составе которых содержание алюминия по сравнению с близлежащим участком больше на 1,2...1,8 ат. %. Это связано, по-видимому, с возникновением микродуг в процессе распыления алюминиевой мишени, что обуславливало генерацию микронных частиц алюминия, которые осаждались на поверх-

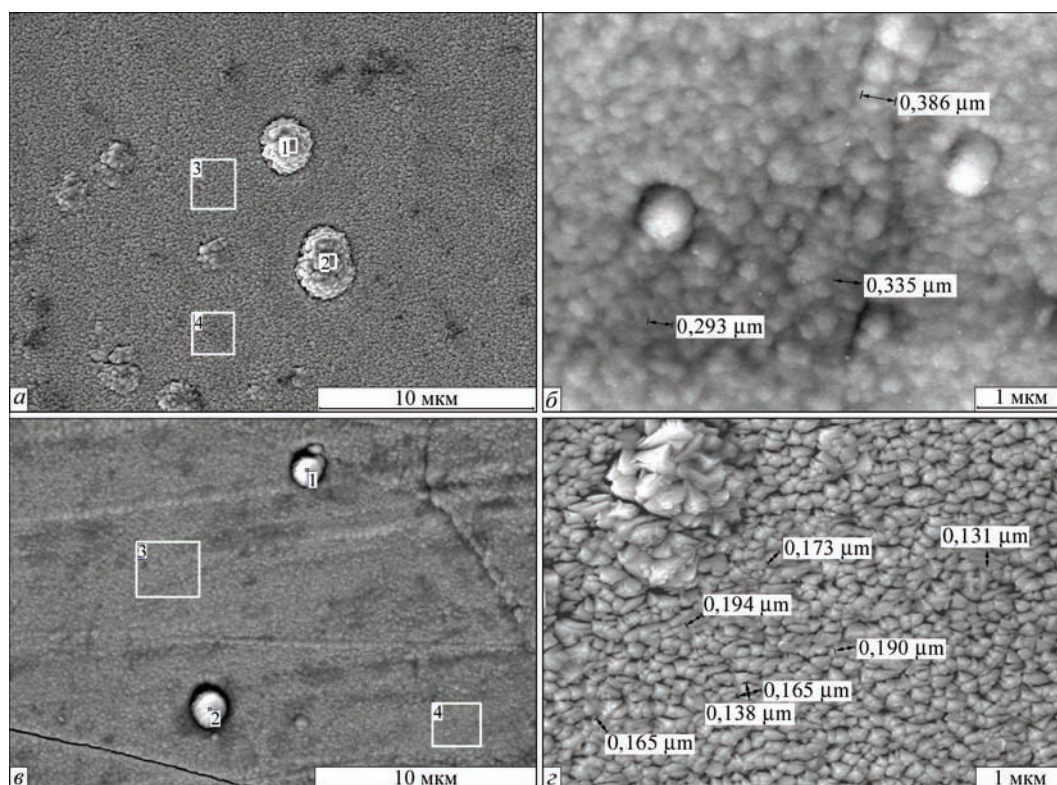


Рис. 6. Микроструктура поверхности магнетронных FeAl-покрытий толщиной 3 мкм, осажденных на подложки из стали 08X18H10T с различным содержанием Al: *a, б* — Fe55Al; *в, г* — Fe40Al

Таблица 2. Состав FeAl-покрытия на различных участках Fe55Al (ат. %)

Спектр	Al	Cr	Fe
1	54,72	0,42	44,87
2	55,37	0,78	43,85
3	54,01	0,78	45,21
4	54,14	0,77	45,08

Таблица 3. Состав FeAl-покрытия на различных участках Fe40Al (ат. %)

Спектр	Al	Cr	Fe
1	40,42	0,47	59,11
2	39,39	0,83	59,79
3	38,52	1,60	59,88
4	39,92	0,64	59,45

Таблица 4. Механические характеристики FeAl-покрытий на подложках из стали 08X18H10T

Образец	Твердость H , ГПа	Контактный модуль упругости E^* , ГПа	Нормированная твердость H/E^* , отн. ед.	Коэффициент трения f при нагрузке на индентор, г		
				225	375	525
Fe55Al	14	188	0,074	0,11	0,12	0,12
Fe40Al	13	204	0,064	0,11	0,12	0,12

ность формируемого покрытия и зарастали этим покрытием.

Механические характеристики покрытий, определенные методом микроиндентирования, представлены в табл. 4.

Результаты измерений механических свойств магнетронных FeAl-покрытий, выполненных с помощью микронаноиндентометра «Микрон-Гамма», показали, что величина их контактного модуля упругости возрастает с уменьшением содержания Al и составляет 204 ГПа для покрытия Fe40Al по сравнению с 188 ГПа у покрытия Fe55Al. Значения твердости у обоих покрытий отличаются незначительно (14 и 13 ГПа), но данные нормированной твердости, влияющей на износостойкость покрытия, более высокие у покрытия Fe55Al (0,074 против 0,064 у покрытия Fe40Al).

Величина коэффициента сухого трения в паре «покрытие – алмазный индентор» с радиусом закругления 0,12 мм при скорости скольжения 12 мм/с при нагрузке 225...525 г составила 0,11...0,12.

Выводы

1. Методом совместного магнетронного распыления на постоянном токе составной мишени Al+Fe, состоящей из нагреваемой выше точки Кюри (768 °C) вставки из стали Ст.3 ($d_{\text{вставки}} = 0,75d_{\text{Al части мишени}}$) и мишени из алюминия, на перемещающихся подложках из стали 08X18H10T получены микрокристаллические FeAl-покрытия толщиной 3 мкм, сформированные из нанокристаллитов с размером, зависящим от состава покрытия и равным

7 нм в покрытии Fe54,6Al ат. % и 22 нм в покрытии Fe39,6Al ат. %.

2. Разработанная система магнетронного напыления FeAl-покрытий с устройством для циклического перемещения подложки в зонах потоков атомов Al и Fe, генерируемых на используемых мишенях из Al и Al+Fe, позволяет формировать нанослойную структуру FeAl-покрытия с толщиной единичных слоев железа 1,6 нм и алюминия 1,3...1,9 нм, что обеспечивает формирование фазы FeAl без дополнительной операции термообработки покрытия путем отжига при 600...1000 °C.

3. Разработана расчетно-экспериментальная методика управления содержанием алюминия в FeAl-покрытии в диапазоне 40...55 ат. % Al путем изменения мощности магнетронного разряда с алюминиевой мишенью при постоянной мощности распыления вставки из стали Ст.3 составной мишени.

4. В результате исследования структуры FeAl-покрытий методами Оже-спектроскопии и рентгеновской дифракции установлено, что при содержании в них 39,6 и 54,6 ат. % Al они являются упорядоченной фазой B2–FeAl, размер зерен которой возрастает с увеличением содержания Al в FeAl-покрытии, составляя 0,135...0,173 мкм в случае покрытия Fe40Al и 0,293...0,335 мкм для покрытия Fe55Al.

5. Величины контактного модуля упругости FeAl-покрытий, определенные методом микроиндентирования, зависят от содержания Al и составляют 188 ГПа у покрытия Fe55Al и 204 ГПа у покрытия Fe40Al. Значения твердости полученных FeAl-покрытий — 13...14 ГПа, нормированной твердости — 0,064...0,074. Коэффициент сухого трения FeAl-покрытий в паре с алмазным индентором составил 0,11...0,12.

6. Использование разработанного способа магнетронного нанесения FeAl-покрытия позволит формировать жаростойкие покрытия с повышенной стойкостью к окислению и отслаиванию, а также многослойные магнитомягкие FeAl-покрытия с высокой намагниченностью в слабых магнитных полях, которые могут быть применены в устройствах магнитной защиты.

Список литературы

1. Cinca N., Guilemany J. M. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, **24**, 60–72.
2. Cinca N., Guilemany J. M. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *Journal of Materials Research and Technology*, **2**, **1**, 1–11.

3. Paldey S., Deevi S. C. (2003) Cathodic arc deposited FeAl coatings: properties and oxidation characteristics. *Materials Science and Engineering*, **A355**, 208–215.
4. Arcon I., Mozetic M., Zalar A. et al. (2003) EXAFS study of ion beam mixed Fe/Al multilayers. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, **B199**, 222–226.
5. Brajpuria R., Tripathi S., Chaudhari S. M. (2005) Thermally induced changes in magnetic, transport and electronic properties Fe/Al multilayers. *Solid State Communications*, **134**, 479–484.
6. Levin A. A., Meyer D. C., Paufler P. (2000) Structural modifications of laser deposited Fe-Al multilayers due to thermal treatment. *Journal of Alloys and Compounds*, **297**, 59–67.
7. Levin A. A., Meyer D. C., Gorbunov A. et al. (2001) Comparative study of interfaces of Fe-Al multilayers prepared by direct and crossed-beam pulsed laser deposition. *Thin Solid Films*, **391**, 47–56.
8. Levin A. A., Meyer D. C., Paufler P. et al. (2001) Thermally stimulated solid state reactions in Fe-Al multilayers prepared by pulsed laser deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, **320**, 114–125.
9. Paldey S., Deevi S. C. (2003) Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti, Al)N: a review. *Materials Science and Engineering*, **A342**, 58–79.
10. Zhenya L., Wei G. (1998) Oxidation behaviour of FeAl intermetallic coatings produced by magnetron sputter deposition. *Scripta Materialia*, **39**, 1497–1502.
11. Sanchette F., Billard A. (2001) Main feature of magnetron sputtered aluminium-transition metal alloy coatings. *Surf. and Coat. Technol.*, **142-144**, 218–224.
12. Cherif S.M., Boussigne K., Roussigne Y. (2007) Growth and magnetic study of sputtered Fe/Al multilayers. *Materials Science and Engineering B*, **138**, 16–21.
13. Марченко И. Г., Марченко И. И., Неклюдов И. М. (2004) Компьютерное моделирование вакуумного осаждения пленок ниобия. *Вісник Харківського університету*, **628**, 93–98.
14. Томаль В. С., Касинский Н. К., Иванов И. В. (2013) Воспроизводимость свойств оптических вакуумных покрытий. *Материалы. Технологии. Инструменты*, **18**, 75–77.
15. Игнатович С. Р., Закиев И. М. (2009) Универсальный микро-наноиндентометр «Микрон-гамма». *Заводская лаборатория*, **77**, 1, 61–67.
16. Горбань В. Ф., Закиев И. М., Саржан Г. Ф. (2016) Сравнительные характеристики трения высокоэнтропийных монокристаллических покрытий. *Трение и износ*, **37**, 3, 340–344.
17. Горбань В. Ф., Мамека Н. А., Печковский Э. П., Фирсов С. А. (2006) Идентификация структурного состояния материалов методом автоматического индентирования. *Сб. докл. Харьковской нанотехнологической ассамблеи*, **1**, 52–55.
7. Levin, A.A., Meyer, D.C., Gorbunov, A. et al. (2001) Comparative study of interfaces of Fe-Al multilayers prepared by direct and crossed-beam pulsed laser deposition. *Thin Solid Films*, **391**, 47–56.
8. Levin, A.A., Meyer, D.C., Paufler, P. et al. (2001) Thermally stimulated solid state reactions in Fe-Al multilayers prepared by pulsed laser deposition. *Journal of Alloys and Compounds*, **320**, 114–125.
9. Paldey, S., Deevi, S.C. (2003) Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti, Al)N: a review. *Materials Science and Engineering*, **A342**, 58–79.
10. Zhenya, L., Wei, G. (1998) Oxidation behaviour of FeAl intermetallic coatings produced by magnetron sputter deposition. *Scripta Materialia*, **39**, 1497–1502.
11. Sanchette, F., Billard, A. (2001) Main feature of magnetron sputtered aluminium-transition metal alloy coatings. *Surf. and Coat. Technol.*, **142-144**, 218–224.
12. Cherif, S.M., Boussigne, K., Boussigne, Y. (2007) Growth and magnetic study of sputtered Fe/Al multilayers. *Mater. Sci. & Engin.*, **138**, 16–21.
13. Marchenko, I.G., Marchenko, I.I., Neklyudov, I.M. (2004) Computer modeling of vacuum deposition of niobium films. *Visnyk Kharkivskogo Universytetu*, **628**, 93–98.
14. Tomal, V.S., Kasinsky, N.K., Ivanov, I.V. (2013) Repeatability of properties of optical vacuum coatings. *Materialy. Tekhnologii. Instrumenty*, **18**, 75–77.
15. Ignatovich, S.R., Zakiev, I.M. (2009) Universal micro-nano-indentometer Mikron-gamma. *Zavod. Laboratoriya*, **77**(1), 61–67.
16. Gorban, V.F., Zakiev, I.M., Sarzhan, G.F. (2016) Comparative characteristics of friction of high entropic mononitride coatings. *Trenie i Iznos*, **37**(3), 340–344.
17. Gorban, V.F., Mameka, N.A., Pechkovsky, E.P. et al. (2006) Identification of structural state of materials by method of automatic indentation. In: *Kharkovskaya Nanotekhnologicheskaya Assambleya*. Transact., **1**, 52–55.

Ю. С. Борисов¹, М. В. Кузнецов¹, Б. Т. Ткаченко¹,
О. В. Волос¹, В. Г. Задоя¹, Л. М. Капітанчук¹,
О. І. Гудименко², В. Ф. Горбань³

¹ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.

03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

²Ін-т фізики напівпровідників

ім. В. В. Лошкарева НАН України

03028, м. Київ, просп. Науки, 45.

E-mail: mickle@semicond.kiev.ua

³Ін-т проблем матеріалознавства

ім. І. М. Францевича НАН України

03142, м. Київ-142, вул. Акад. Кржижанівського, 3.

E-mail: post@ipms.kiev.ua

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ОТРИМАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ МАГНЕТРОННИХ НАНОСЛОЙНИХ FeAl-ПОКРИТТІВ

Робота присвячена дослідженню процесу формування FeAl-покриття з регульованим складом на підкладках зі сталі 08X18H10T при спільному магнетронному розпиленні складеної мішені Al + Fe з вставкою з Ст.3, що нагрівається вище точки Кюрі (768 °C) і алюмінієвої мішені. Застосування системи циклічного переміщення підкладки в активних зонах роботи магнетронів дозволило формувати нанослойну структуру покриття з товщиною наночарів Al — 1,3...1,9, Fe — 1,6 нм. Покриття досліджували методами Оже-спектроскопії, рентгенівської дифракції та мікроіндентування. Встановлено, що FeAl-покриття товщиною 3 мкм, що містять 39,6 і 54,6 ат. % Al, є впорядкованою фазою B2–FeAl, що складається з зе-

References

1. Cinca, N., Guilemany, J.M. (2012) Thermal spraying of transition metal aluminides: An overview. *Intermetallics*, **24**, 60–72.
2. Cinca, N., Guilemany, J.M. (2013) An overview of intermetallics research and application: Status of thermal spray coatings. *J. of Materials Research and Technology*, **2**(1), 1–11.
3. Paldey, S., Deevi, S.C. (2003) Cathodic arc deposited FeAl coatings: Properties and oxidation characteristics. *Mater. Sci & Engin.*, **A355**, 208–215.
4. Arcon, I., Mozetic, M., Zalar, A. et al. (2003) EXAFS study of ion beam mixed Fe/Al multilayers. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, **B199**, 222–226.
5. Brajpuria, R., Tripathi, S., Chaudhari, S.M. (2005) Thermally induced changes in magnetic, transport and electronic properties Fe/Al multilayers. *Solid State Communications*, **134**, 479–484.
6. Levin, A.A., Meyer, D.C., Paufler, P. (2000) Structural modifications of laser deposited Fe-Al multilayers due to thermal treatment. *J. of Alloys and Compounds*, **297**, 59–67.

рен розміром 0,135...0,173 і 0,293...0,335 мкм, сформованих з нанокристалітів розміром 7 і 22 нм, відповідно. Бібліогр. 17, табл. 4, рис. 6.

Ключові слова: магнетронне розпилення, нанослойна структура, FeAl-покриття, регульований склад

Yu. S. Borisov¹, M. V. Kuznetsov¹, B. T. Tkachenko¹,
A. V. Volos¹, V. G. Zadoya¹, L. M. Kapitanchuk¹,
A. I. Gudymenko², V. F. Gorban³

¹E. O. Paton Electric Welding Institute of the NASU.
11 Kazimir Malevich str., Kiev-150, 03680.

E-mail: office@paton.kiev.ua

²V. E. Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics
of the NAS of Ukraine. 45 Nauki ave., Kiev, 03028.

E-mail: mickle@semicond.kiev.ua

³I. M. Frantsevich Institute of Problems of Materials
Science of the NAS of Ukraine.

3 Akad. Krzhizhanovski, Kiev-142, 03142.

E-mail: post@ipms.kiev.ua

INVESTIGATION OF PROCESS OF FORMATION OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF MAGNETRON NANOLAYER FeAl-COATINGS

The work is dedicated to investigation of process of formation of Fe-Al coating with regulated composition on substrates of 08Kh18N10T steel at mutual magnetron sputtering of composite target Al + Fe with heated above the Curie point (768 °C) insert of St.3 and aluminum target. Application a system of cyclic substrate movement in active zones of magnetron operation allowed forming nanolayer structure of coating with Al – 1.3 and Fe – 1.6 nm nanolayer thickness. The coatings were investigated using Auger spectrometry, X-ray diffraction and microindentation. It is determined that 3 μm FeAl-coating containing 39.6 and 54.6 at.% of Al are ordered B2 – FeAl phase consisting of 0.135-0.173 and 0.293 – 0.335 μm size grains, formed from nanocrystallites of 7 and 22 nm, respectively. 17 Ref. , 4 Tables, 6 Figures.

Keywords: magnetron sputtering, nanolayer structure, FeAl-coating, regulated layer

Поступила в редакцию 13.06.2017



Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт имени Игоря Сикорского»
Международная Ассоциация «Сварка»

Восьмая международная конференция ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

11 – 15 сентября 2017 г.

Украина, Одесса, отель «Курортный»

Председатели программного комитета

академик И.В. Кривцун

проф. В.С. Коваленко

Тематика конференции

- Лазерная и электронно-лучевая сварка, резка, наплавка, термообработка, нанесение покрытий
- Электронно-лучевая плавка и рафинирование
- Гибридные процессы
- 3D-технологии
- Моделирование лучевых технологий
- Материаловедческие проблемы лазерных и электронно-лучевых технологий

ОБОРУДОВАНИЕ ♦ ТЕХНОЛОГИИ ♦ МОДЕЛИРОВАНИЕ



АДРЕС ОРГКОМИТЕТА
Украина, 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/ltwmp2017>



РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ПРАВКИ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Л. М. ЛОБАНОВ, Н. А. ПАЩИН

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлен новый технологический процесс послесварочной обработки сварных соединений – электродинамическая обработка импульсами электрического тока высокой плотности. Проведенный комплекс экспериментальных исследований на образцах из алюминиевого сплава АМг6 при различных параметрах импульсов электрического тока и индуктивности источника питания показал, что электродинамическая обработка влияет на структуру обработанного металла и позволяет существенно уменьшить остаточные напряжения в сварных соединениях, повысить их сопротивление усталости и хрупкому разрушению, а также устранить деформации коробления тонкостенных элементов конструкций. Разработанные технологии и аппаратура дали возможность выполнить электродинамическую обработку сварных соединений судокорпусных конструкций и ремонтных сварных швов промежуточного корпуса авиадвигателя, что способствовало увеличению их эксплуатационной надежности и долговечности. Библиогр. 8, рис. 18.

Ключевые слова: электродинамическая обработка, алюминиевый сплав, сварное соединение, остаточные напряжения, импульс тока, математическое моделирование, плотность тока, пластическая деформация

Высокие требования, предъявляемые к сварным конструкциям новой техники, вызывают необходимость развития технологий их послесварочной обработки. Перспективными являются процессы, основанные на воздействии электродинамических сил на проводящие материалы при прохождении импульсов электрического тока (ИЭТ), реализуемые в новом технологическом процессе — электродинамической обработке (ЭДО). Используя энергию ИЭТ и инициируемых ею электродинамических сил, воздействующих на обрабатываемые элементы металлических конструкций при ЭДО, можно влиять на напряженное состояние металлических материалов. Эффективность ЭДО определяется взаимодействием двух составляющих: электроимпульсной, реализуемой при протекании ИЭТ плотностью j по обрабатываемому изделию, и динамической, задаваемой амплитудно-частотной характеристикой волн динамических напряжений. Повышение эксплуатационных характеристик сварных соединений в результате ЭДО обусловлено комплексным влиянием следующих факторов. Так, в зоне обработки при действии электродинамических сил в металле шва формируются волны напряжений, которые, взаимодействуя с остаточными сварочными напряжениями, инициируют снижение последних. В результате ЭДО в металле образуются зоны с измельченными зернами, эволюция структуры которых определяется пластическим деформированием в условиях реализации электропластического эффекта (ЭПЭ),

основанного на электронно-дислокационном взаимодействии [1], инициируемом прохождением ИЭТ при $j \geq 1$ кА/мм².

Учитывая специфику ЭДО сварных конструкций, к которой можно отнести большую протяженность сварных соединений и их различное пространственное положение, предусмотрена возможность мобильного позиционирования аппаратурных средств, реализующих электродинамические воздействия. Особенности сварных соединений определяют требования к аппаратурным средствам, предназначенным для выполнения ЭДО, к которым можно отнести:

- аппаратурные средства для ЭДО должны состоять из отдельных составных частей, таких как источник ИЭТ (ИИЭТ), исполнительное электродное устройство (ЭУ), предназначенное для реализации электродинамических воздействий на обрабатываемое сварное соединение, а также средств коммуникации между ИИЭТ и ЭУ;

- эргономические характеристики ЭУ и средств его коммуникации с ИИЭТ должны обеспечивать удобство использования при реализации электродинамических воздействий с заданной длительностью, амплитудой и периодичностью в ручном режиме и в составе автоматизированных сварочных комплексов.

На основании анализа устройств генерирования импульсного тока установлено, что наиболее приемлемым для формирования ИЭТ в составе ИИЭТ является использование конденсаторных систем, которые имеют ряд преимуществ перед

другими устройствами, таких как возможность накопления контролируемого уровня энергии электрического заряда, создание различных форм и длительности ИЭТ, а также простота восстановления электрических параметров режима разряда. Наиболее эффективным способом регулирования параметров разряда ИЭТ является управление напряжением заряда емкостного накопителя энергии (ЕНЭ) до прохождения разрядного импульса. Другим регулирующим параметром устройства является длительность импульса. Для этого необходимо обеспечить возможность изменения электрических параметров разрядного контура накопителя. Управляющим устройством, при помощи которого регулируется длительность импульса, является катушка индуктивности (КИ), входящая в состав ЭУ. При этом индуктивность катушки может изменяться в широком диапазоне. Исходя из требований, предъявляемых к ЭУ, рекомендовано применить КИ в форме плоского индуктора. Таким образом, управляющими параметрами ИИЭТ являются напряжение заряда ЕНЭ, которое можно изменять в широком диапазоне при помощи системы регулирования, а также индуктивность разрядного контура L . В настоящее время разрабо-

таны одно- и двухконтурные ИИЭТ, внешний вид которых показан на рис. 1.

Особенностью одноконтурного ИИЭТ (рис. 1, а) является непосредственное протекание ИЭТ главной цепи через обрабатываемый материал, двухконтурного — раздельное протекание тока по цепям, обеспечивающим электроимпульсную и динамическую составляющие электродинамического воздействия. Преимуществами одноконтурного ИИЭТ является простота конструкции, относительно малая масса (до 20 кг) и габариты (450×450×250 мм), мобильность позиционирования и простота в эксплуатации. К его недостаткам следует отнести отсутствие возможности регулирования частотных характеристик электроимпульсной и динамической составляющих электродинамического воздействия. Преимуществом двухконтурного ИИЭТ (рис. 1, б) является аппаратное регулирование частотных характеристик составляющих электродинамического воздействия, а недостатками — относительно большая масса (до 120 кг) и габариты (1500×450×450 мм).

Для реализации ЭДО с использованием одноконтурного ИИЭТ разработали специализированное ЭУ, конструкция которого обеспечивает прохождение ИЭТ по одноканальной схеме.

Конструктивная схема и внешний вид одноканального ЭУ представлены на рис. 2. ЭУ обеспечивает электрический контакт между разрядным контуром и обрабатываемым металлом по одному каналу, через который в последний вводится ИЭТ. ЭУ обеспечивает реализацию динамического и электроимпульсного воздействия на металл. Направление протекания ИЭТ по цепям ЭУ от ИИЭТ к обрабатываемому металлу показано стрелками на рис. 2, а. Рабочим органом ЭУ является электрод 1, закрепленный в корпусе 2. Рабочая поверхность электрода контактирует с обрабатываемым металлом. Корпус 2, жестко связанный с диском 3, совместно с электродом 1 входят в состав ударного механизма (УМ), который имеет возможность двигаться в вертикальном направлении. Диск 3 сопряжен с катушкой индуктивности 4. Сверху клеммы подключения закрыты крышкой 5, предназначенной также для позиционирования ЭУ в процессе обработки. Для подключения ЭУ к ИИЭТ сверху на корпусе 2 расположены клеммы 6 и 7. Клемма 6 обеспечивает прохождение ИЭТ через электрод, а 7 — через катушку индуктивности.

Для двухконтурного ИИЭТ разработали двухканальную схему ЭУ. Конструкция двухканального ЭУ подобна представленной на рис. 2, но протекание ИЭТ по электроду 1 и катушке индуктивности 4 осуществляется раздельно.

При использовании ЭУ упирается в металл торцом электрода и выставляется перпендикуляр-



Рис. 1. Внешний вид одноконтурного (а) и двухконтурного (б) источников импульсного электрического тока для ЭДО

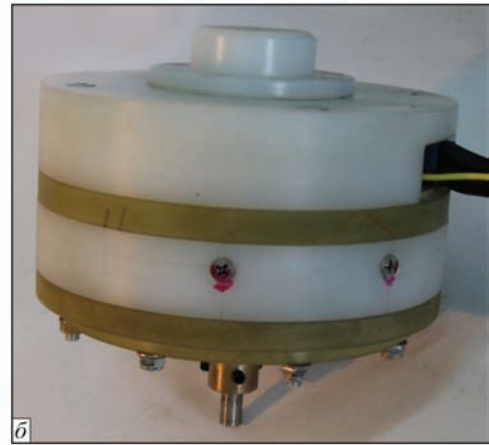
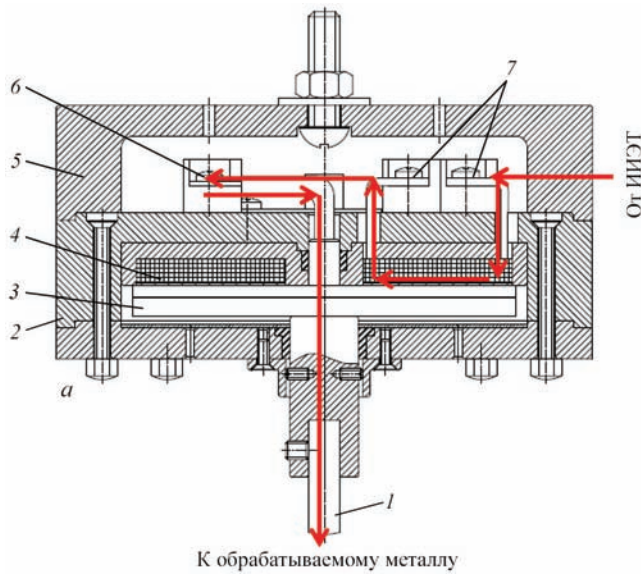


Рис. 2. Электродное устройство для ЭДО: а — конструктивная схема (1 — электрод; 2 — корпус; 3 — диск; 4 — катушка индуктивности; 5 — крышка; 6, 7 — клеммы); б — внешний вид

но к обрабатываемой поверхности. Прохождение ИЭТ через катушку индуктивности в диске возбуждает магнитное поле, инициирующее в диске вихревые токи. Взаимодействие наведенных токов I с возбуждающим их магнитным полем приводит к возникновению электродинамической силы P . Схема ЭДО сварных соединений по одноканальной схеме представлена на рис. 3.

Осциллограммы динамического давления P и импульсного тока I , проходящего через пластину из алюминиевого сплава АМгб толщиной $\delta = 4,0$ мм при напряжении заряда $U_3 = 500$ В и емкости ЕНЭ $C = 6600$ мкФ по одноканальной схеме, представлены на рис. 4. Воздействие ИЭТ — I на зону обработки при одноканальной схеме по длительности превышает период действия усилия P (рис. 4), что задается конфигурацией разрядного контура. Особенности двухканальной схемы обеспечивают независимое изменение длительности ИЭТ — I и P в диапазоне от 0 до 0,68 с, опреде-

ляемое параметрами электрической цепи отдельных разрядных контуров. Это позволяет задавать различные соотношения амплитудно-частотных характеристик токового и динамического воздействий на обрабатываемый металл.

Для позиционирования ЭУ относительно обрабатываемой поверхности и обеспечения надежного электрического контакта рабочей части электрода в зоне ЭДО разработали специализированный ручной инструмент (рис. 5). Конструктивными элементами инструмента является основание 2, на котором располагаются неподвижная рукоятка 1 и плита крепления ЭУ 3. Рукоятка предназначена для перемещения инструмента оператором, а на плите закреплены подсветка зоны ЭДО — 4, ЭУ — 5 и две опоры 6, которые совместно с электродом ЭУ обеспечивают трехточечное опирание инструмента на обрабатываемую поверхность металла.

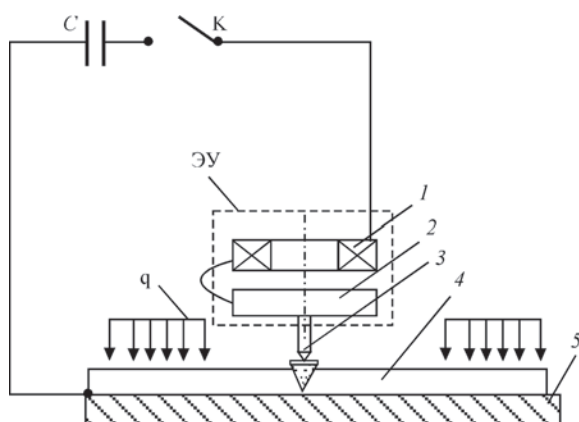


Рис. 3. Схема ЭДО сварных соединений (C — емкостной накопитель энергии; K — силовой ключ; q — фиксирующая нагрузка); 1 — индуктор; 2 — диск; 3 — электрод; 4 — образец; 5 — сборочная плита

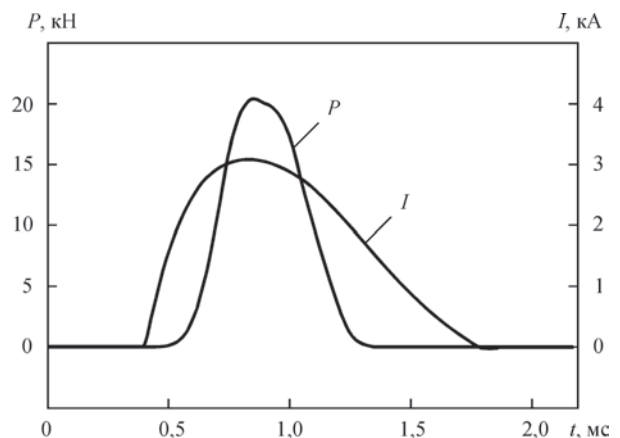


Рис. 4. Осциллограммы динамического давления P и импульсного тока I , проходящего через обрабатываемый металл при напряжении заряда $U_3 = 500$ В, емкости ЕНЭ $C = 5140$ мкФ и индуктивности $L = 5,0$ мкГн ЭУ по одноканальной схеме разрядного контура

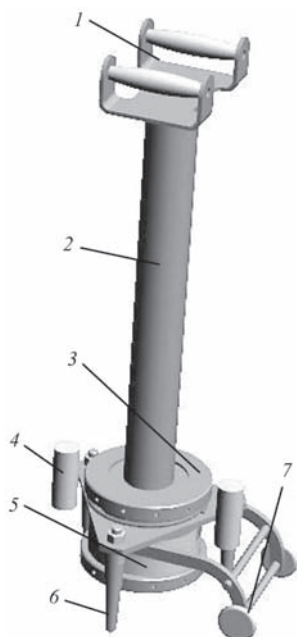


Рис. 5. Внешний вид ручного инструмента для ЭДО (1 — неподвижная рукоять; 2 — основание; 3 — механизм крепления ЭУ; 4 — подсветка; 5 — ЭУ; 6 — опора; 7 — транспортная тележка)

Инструмент оборудован транспортной тележкой 7, предназначенной для рабочих и установочных перемещений ЭУ вдоль сварного соединения.

Следует отметить, что экспериментальная оценка эффективности ЭДО с целью определения оптимального режима обработки сварных соединений является достаточно трудоемкой задачей, что связано с рассмотрением большого количества параметров режима ЭДО, типов сварных соединений и механических характеристик металлов и сплавов, подвергаемых обработке.

С целью оптимизации процесса выбора режима ЭДО разработана математическая модель нестационарных электрофизических [2] и динамических [3] процессов, определяющих механизм ЭДО сварных соединений. На базе модели осуществля-

ется выбор режимных характеристик для обеспечения параметров ИЭТ, достаточных для эффективного регулирования остаточного напряженного состояния металлических конструкций.

Адекватность и достоверность математического моделирования нестационарных процессов в обрабатываемом металле подтверждена экспериментальными исследованиями, проведенными на разработанном ИИЭТ (рис. 1, а) [2].

Описание электрофизических процессов при ЭДО осуществляли на основе редукции уравнений Максвелла к системе интегральных уравнений для плотности тока и электродинамических сил в зоне контакта электрода 3 и образца 4 (рис. 3).

На рис. 6 представлено распределение линий равной величины плотности ИЭТ j по толщине z пластины из сплава АМгб при $L = 5$ мкГн, $C = 5140$ мкФ, $U_3 = 500$ В в момент времени $t = 0,71$ мс (рис. 4), который соответствует максимальному значению ИЭТ в разрядном контуре. Можно видеть, что представленный режим обеспечивает значения плотности тока $j \geq 1$ кА/мм², которые могут инициировать ЭПЭ в обрабатываемом сплаве АМгб.

Реализацию ЭПЭ подтверждают данные рис. 7, где показано распределение линий равной величины радиальных пластических деформаций ϵ_r растяжения по толщине z пластины из сплава АМгб при режиме ЭДО, аналогичном используемому на рис. 6. Представленное распределение ϵ_r вызвано действием электродинамических сил, которые возникают при прохождении ИЭТ в зоне контакта электрода с обрабатываемым металлом. Можно видеть, что электродинамические силы обеспечивают электропластическое деформирование сплава АМгб в зоне обработки. Следует отметить, что взаимодействие деформаций, инициируемых ЭДО с остаточными сварочными пла-

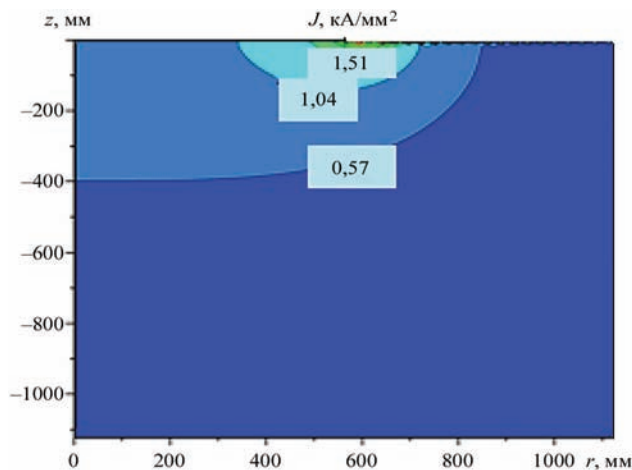


Рис. 6. Распределение линий равной величины плотности ИЭТ j по ширине r и толщине z пластины из сплава АМгб (пояснения см. в тексте)

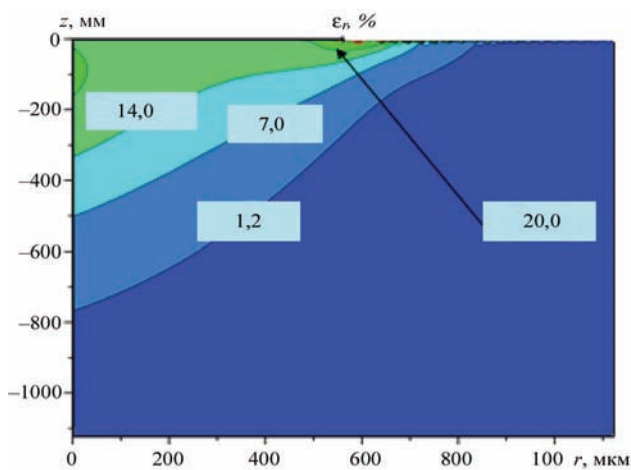


Рис. 7. Распределение линий равной величины радиальных пластических деформаций ϵ_r по ширине r и толщине z пластины из сплава АМгб (пояснения см. в тексте)

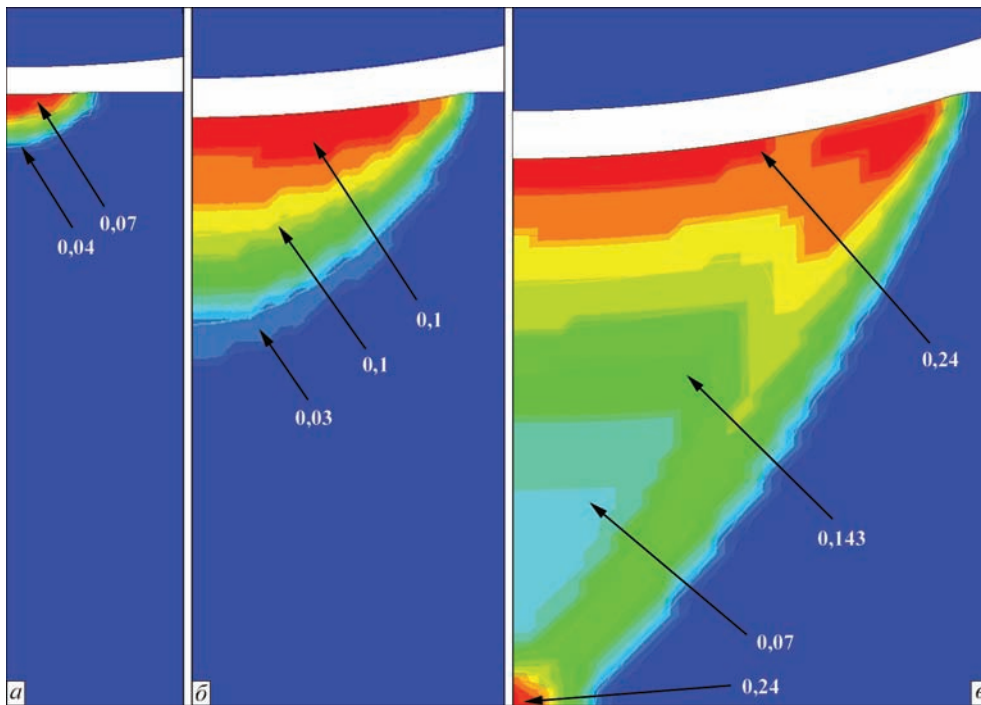


Рис. 8. Остаточное распределение эффективных пластических деформаций ϵ_{eff}^p в поперечном сечении пластины из сплава АМгб толщиной $\delta = 4$ мм при $L = 5$ мкГн, $C = 5140$ мкФ: а — $U_3 = 200$ В; б — 500; в — 800

стическими деформациями сжатия, влияет на снижение напряженно-деформированного состояния сварных конструкций.

Влияние динамической составляющей электродинамического воздействия определяли на основе теории пластического течения, базируемой на соотношениях Прандтля–Рейсса. На рис. 8 представлено остаточное распределение эффективных пластических деформаций ϵ_{eff}^p в поперечном сечении ненапряженной пластины из сплава АМгб толщиной $\delta = 4$ мм после одиночного ИЭТ на режиме ЭДО при $L = 5$ мкГн, $C = 5140$ мкФ и $U_3 = 200 \dots 800$ В. Можно видеть, что при $U_3 = 200$ В зона пластического деформирования с диапазоном значений $\epsilon_{eff}^p = 0,04 \dots 0,07$ локализована у поверхности пластины (рис. 8, а). При увеличении U_3 до 500 В зона пластического деформирования с диапазоном значений $\epsilon_{eff}^p = 0,03 \dots 0,17$ распространена практически до центральной зоны сечения пластины (рис. 8, б). Нарастание значения U_3 до 800 В (рис. 8, в) инициирует распространение зоны пластического деформирования в диапазоне $\epsilon_{eff}^p = 0,07 \dots 0,24$ по всему сечению пластины.

При этом, в отличие от данных рис. 8, а, б, имеет место отражение волны деформирования от обратной поверхности пластины, подтверждаемое равенством значений $\epsilon_{eff}^p = 0,24$ на обеих сторонах образца, а также их снижением в его центре.

Данные рис. 8, б подтверждает распределение радиальной компоненты остаточных напряжений σ_r после одиночного ИЭТ при $U_3 = 500$ В, показанное на рис. 9. Можно видеть, что распространение ϵ_{eff}^p , определяемое динамическим воздействием, ини-

ирует в зоне обработки и на удалении от нее поля остаточных напряжений сжатия, соответственно $\sigma_r = -73,8$ и $-40,5$ МПа. Суперпозиция σ_r сжатия с остаточными сварочными напряжениями растяжения может существенно снизить пиковые значения напряжений в сварном соединении.

В целом, анализируя данные рис. 6–9, можно заключить, что электродинамические и динамические воздействия, рассматриваемые отдельно в рамках математического моделирования процесса ЭДО, оказывают существенное влияние на напряженно-деформированное состояние сплава АМгб, что подтверждается экспериментальными исследованиями, результаты которых представлены ниже.

Исследования эволюции структуры конструкционных материалов в результате ЭДО позволили определить особенности влияния электродинамических воздействий на механизм пластического деформирования металлов и сплавов в результате обработки. Особенности структуры и рельефа фрактограмм изучали с использованием растровой и сканирующей электронной микроскопии.

Исследовали влияние ЭДО на особенности разрушения плоских образцов алюминиевого сплава АМгб, обработанных ЭДО по одноканальной схеме. Проводили обработку одиночным ИЭТ основного металла и сварных соединений с размерами рабочей части $150 \times 30 \times 4$ мм на режиме ЭДО при напряжении заряда $U_3 = 500$ В и емкости ЕНЭ $C = 6600$ мкФ.

Для определения влияния электродинамического воздействия на изменение структуры ма-

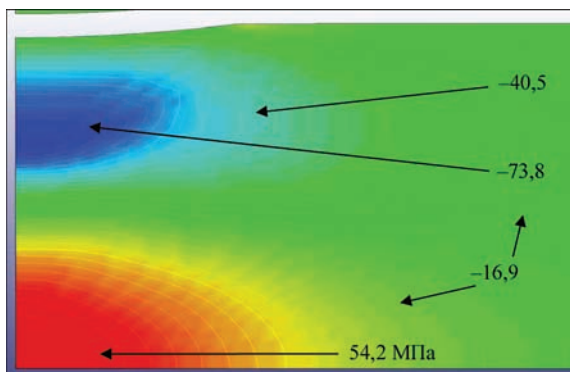


Рис. 9. Распределение радиальной компоненты остаточных напряжений σ_r после одиночного ИЭТ при $U_3 = 500$ В

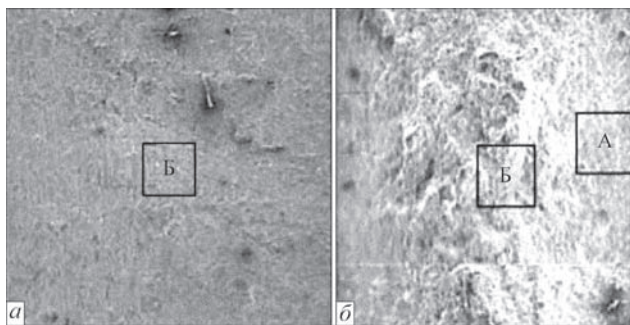


Рис. 10. Фрактограммы ($\times 33$) изломов сплава АМгб, полученных при разрушении образцов без ЭДО (а) и после ЭДО (б) (зона А — обработанный участок вблизи поверхности металла; Б — средний участок излома)

териала проводили сравнение топографии макрорельефа разрушения образцов сплава АМгб в исходном состоянии (рис. 10, а) и после ЭДО (рис. 10, б) на режиме, представленном выше, из которого видно, что изломы имеют преимущественно волокнистое строение с гребнями отрыва, образовавшимися по механизму смешанного разрушения [4].

Для изучения рельефа изломов после электродинамического воздействия использовали образцы с односторонней проработкой материала. На рис. 10, б (зона А) можно видеть, что излом с обработанной стороны имеет более развитое волокнистое строение по сравнению с исходным состоянием (рис. 10, а). Глубина распространения волокон достигает 3,0 мм по толщине образца, что подтверждает данные рис. 8, б и характеризует электродинамическое воздействие как объемное. При углубленном изучении рельефа излома после ЭДО (зона Б на рис. 10, б) наблюдали развитые группы плоских линий скольжения, ориентация которых совпадала с обработанной поверхностью образца. При этом скольжение имеет признаки ротационного механизма [5], что свидетельствует об интенсивном протекании процесса объемного пластического течения материала в условиях электродинамических воздействий.

Нарастание плотности обработанных участков поликристаллической структуры приводит

к деформационному упрочнению, что подтвердили результаты измерений твердости HV , которые проводили на приборе М-400 фирмы «Лесо» при величине нагрузки 0,1 Н. Значения HV для необработанного материала (рис. 10, а, зона Б) составляли 824 МПа. Максимальные значения HV — 1290...1310 МПа наблюдали у обработанной поверхности (рис. 10, б, зона А), где наряду с плоским имело место ротационное скольжение. Таким образом, твердость сплава АМгб после ЭДО повышается на 35...40 % по сравнению с необработанным.

Металлографические исследования сплава АМгб в исходном состоянии и после ЭДО на описанном выше режиме показали, что структура необработанного тока металла состоит из дисперсных выделений β -фазы Al_3Mg_2 в обрамлении силицида магния $MgSi$, где β -фаза имеет большую площадь и более светлый оттенок в окружении темных линий и точечных включений силицида магния. При этом обработанная структура характеризуется измельченным зерном, что повышает сопротивление металла замедленному разрушению.

С использованием метода «тонких фольг» [6] исследовали тонкую исходную структуру сплава АМгб, а также ее эволюцию в результате динамического и электродинамического воздействий по одноканальной схеме ЭДО. Динамическое воздействие реализовывали, исключив прохождение ИЭТ через обрабатываемый металл. Проводили обработку одиночным ИЭТ образцов размерами $150 \times 30 \times 4$ мм на режиме ЭДО при напряжении заряда $U_3 = 350$ В и емкости ЕНЭ $C = 6600$ мкФ.

Как показали результаты исследований (рис. 11), зерна необработанного металла характеризуются субструктурой (рис. 11, а) с размерами d_c в пределах $\sim 1,8 \dots 5,0$ мкм, а также равномерное распределение плотности дислокационной структуры между объемом $\rho_{об}$ и границей $\rho_{гр}$ зерен. Величина $\rho_{об}$ достигает $6 \cdot 10^9$ см $^{-2}$, а $\rho_{гр}$ — $8 \cdot 10^9$ см $^{-2}$, что приводит к отсутствию градиента плотности дислокаций $\Delta \rho_{об}$ в объеме зерен.

В металле после динамического воздействия (рис. 11, б) наблюдается субструктура как дисперсного $d_c \sim 1,1$ мкм, так и крупного размера $d_c \sim 3,2$ мкм, без формирования четких субграниц. Зафиксировано увеличение уровня плотности дислокаций у межзеренных границ $\rho_{гр}$, а также градиент $\Delta \rho_{об}$ между внутренним объемом зерен $\rho_{об} \sim 6 \cdot 10^8 \dots 4 \cdot 10^9$ см $^{-2}$ и $\rho_{гр} \sim 2 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$.

После электродинамического воздействия металл характеризуется формированием субструктур (рис. 11, в) с четкими границами $d_c = 0,8 \dots 2,5$ мкм. При этом имеет место понижение плотности дислокаций $\rho_{гр}$ по сравнению с металлом после ди-

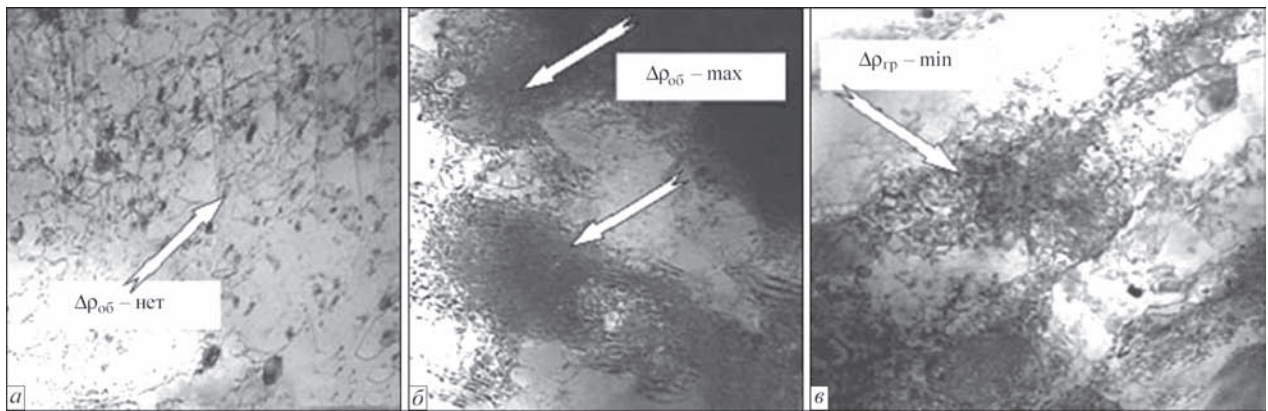


Рис. 11. Тонкая структура сплава АМгб: *а* — в исходном состоянии ($\times 25000$); *б* — $\Delta\rho_{об}$ максимально после динамического воздействия ($\times 22000$); *в* — $\Delta\rho_{гр}$ минимально после электродинамического воздействия ($\Delta\rho_{гр}$, $\Delta\rho_{об}$ — градиенты плотности дислокаций по границам и в объеме зерен)

намического воздействия, а также равномерное их распределение по всему объему металла (без резких градиентов по границам зерен $\Delta\rho_{гр}$) между внутренним объемом зерен $\rho_{об} \sim 2 \dots 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и у межзеренных границ $\rho_{гр} \sim 6 \dots 8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$.

Формирование данной структуры подтверждает предложенную концепцию, основанную на теории электронно-дислокационного взаимодействия [1], о вкладе ИЭТ в релаксацию остаточных напряжений.

Для оценки влияния электродинамических воздействий на остаточные напряжения проводили обработку образцов стыковых сварных соединений из сплава АМгб размерами $400 \times 300 \times 4$ мм с центральным швом, выполненным встык автоматической сваркой ТИГ на режиме при напряжении дуги $U_d = 18 \text{ В}$, сварочном токе $I_d = 250 \text{ А}$ и скорости $v_{св} = 3,1 \text{ мм/с}$. Двустороннюю обработку сварных пластин выполняли сериями ИЭТ на режиме ЭДО при напряжении заряда $U_3 = 550 \text{ В}$ и емкости ЕНЭ $C = 6600 \text{ мкФ}$. Расстояние между зонами приложения электродинамических воздействий не превышало 5 мм. Измерения остаточных напряжений проводили с использованием методики электронной спекл-интерферометрии [7].

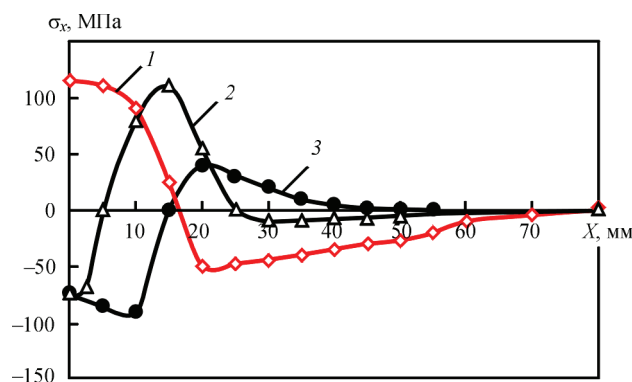


Рис. 12. Распределение продольных остаточных напряжений σ_x в поперечном сечении сварной пластины из сплава АМгб (кривая 1 — начальные σ_x ; 2 — σ_x после ЭДО вдоль оси шва; 3 — σ_x после ЭДО оси шва и основного металла на расстоянии 10 мм от оси шва)

Распределение продольных (вдоль линии сварного шва) остаточных напряжений σ_x до и после ЭДО, представлены на рис. 12. Видно, что исходный максимум σ_x не превышал 120 МПа (кривая 1). После ЭДО сварного соединения по оси шва начальные значения σ_x в шве изменились от 120 до -75 МПа, а максимальные остаточные напряжения растяжения до 115 МПа сформировались на необработанной части пластины (кривая 2). После ЭДО шва и основного металла на расстоянии 10 мм от оси шва (кривая 3) значения σ_x изменяются от 90 до -100 МПа, что сопоставимо с ЭДО центра шва. Анализируя данные рис. 12, можно видеть, что максимальная эффективность электродинамического воздействия достигается при ЭДО по оси шва и основного металла около линии сплавления (кривая 3).

Исследовали влияние ЭДО на сопротивление усталости образцов сварных соединений сплава АМгб толщиной $\delta = 2 \text{ мм}$ (рис. 13), выполненных автоматической сваркой ТИГ (Аг) при значениях напряжения дуги, сварочного тока и скорости процесса соответственно $U_{св} = 20 \text{ В}$, $I_{св} = 170 \text{ А}$, $v_{св} = 5,5 \text{ мм/с}$. Двустороннюю обработку образцов вдоль линии сварного шва длиной 90 мм выполняли сериями ИЭТ на режиме двухканальной ЭДО при напряжении заряда $U_3 = 430 \text{ В}$ и емкости ЕНЭ $C = 5580 \text{ мкФ}$. Расстояние между зонами приложения электродинамических воздействий составляло 5 мм, ширина рабочей части образца — 265 мм.

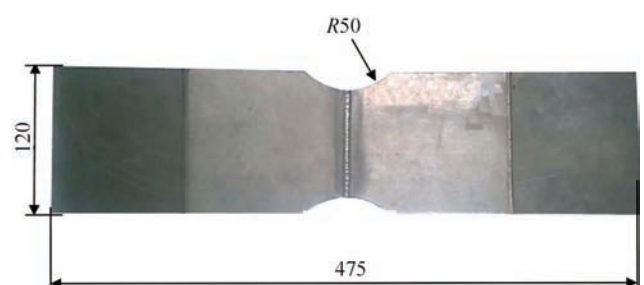


Рис. 13. Образец сварного соединения из сплава АМгб для усталостных испытаний

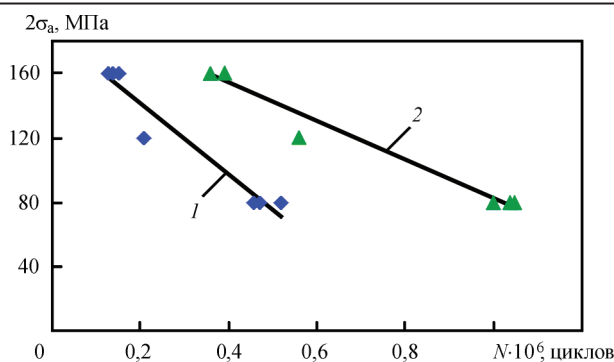


Рис. 14. Результаты испытаний на усталость образцов сварных соединений сплава АМгб (см. рис. 9) в координатах $2\sigma_a - N$ (кривая 1 — исходное состояние; 2 — после ЭДО)

Усталостные испытания на консольный изгиб образцов сварных соединений проводили на машине УПМ-02 при симметричном цикле с размахом амплитуды напряжений цикла в диапазоне $2\sigma_a = 80 \dots 160$ МПа.

Из рис. 14, где представлены результаты испытаний на усталость в координатах $2\sigma_a - N$ образцов в исходном состоянии и после ЭДО, можно видеть, что циклическая долговечность N образцов сварных соединений в исследуемом диапазоне $2\sigma_a$ повышается в результате обработки до трех раз. При этом разрушение как исходных образцов, так и обработанных, происходит по линии сплавления.

На основании представленных выше результатов можно заключить, что ЭДО оказывает положительное влияние на повышение долговечности сварных соединений из сплава АМгб, в значительной степени определяемое снижением уровня остаточных сварочных напряжений.

Фрактографический анализ микрорельефа поверхности исходных и обработанных образцов, разрушенных в результате циклического нагружения при $2\sigma_a = 160$ МПа (рис. 15) показал, что обработанный металл характеризуется диспергированием структурных элементов, таким как измельчение размера d_ϕ фасеток в 3 раза (рис. 15, б) по сравнению с исходным состоянием до ЭДО (рис. 15, а). Это подтверждает положительное влияние электродинамических воздействий на

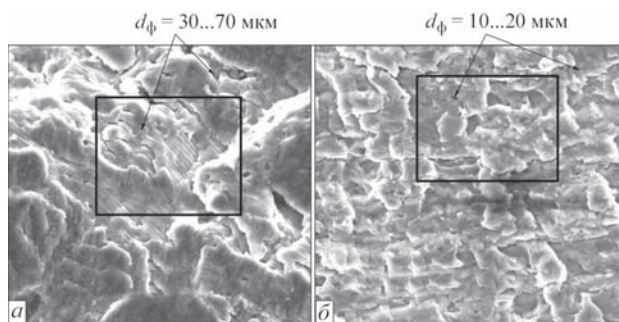


Рис. 15. Поверхности разрушения образцов сплава АМгб после малоциклового нагружения ($\times 810$): а — исходный образец; б — после ЭДО

эволюцию структуры обработанного металла для повышения его сопротивления к усталостному разрушению.

Уровень остаточных напряжений определяет параметры коробления сварных конструкций [8]. Проведены исследования влияния ЭДО на локальные деформации типа «бухтина», возникающие при сварке силового набора в листовых корпусных конструкциях. Использовали образцы из сплава АМгб толщиной 4 мм (рис. 16). На рис. 16, а показаны размеры образца, представляющего собой пластину, к которой аргонодуговой сваркой угловыми швами приварены ребра жесткости. Режим сварки соответствовал $U_{св} = 20$ В, $I_{св} = 180$ А, $v_{св} = 1,4$ мм/с. После изготовления образцов регистрировали значения прогиба f по центру образца (рис. 16, а). Затем провели обработку выпуклой поверхности образца серией импульсов с шагом 10 мм на режиме при $U_3 = 500$ В и емкости ЕНЭ $C = 6600$ мкФ. На рис. 16, б представлены остаточные формоизменения пластины до и после ЭДО-правки. Видно, что в результате электродинамических воздействий остаточные прогибы f уменьшаются до 1 мм, что является допустимым для большинства сварных изделий.

ЭДО применимо для повышения ресурса и уменьшения остаточного напряженно-деформированного состояния различных типов сварных конструкций.

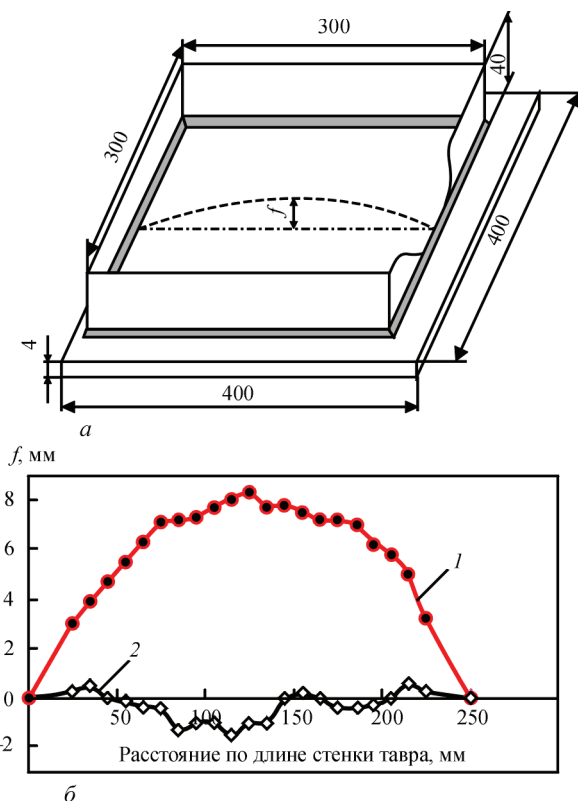


Рис. 16. Образец сварного соединения из сплава АМгб с бухтиной: а — схема образца (f — прогиб); б — формоизменения образца (кривая 1 — исходные прогибы f по центру образца; 2 — f после ЭДО)

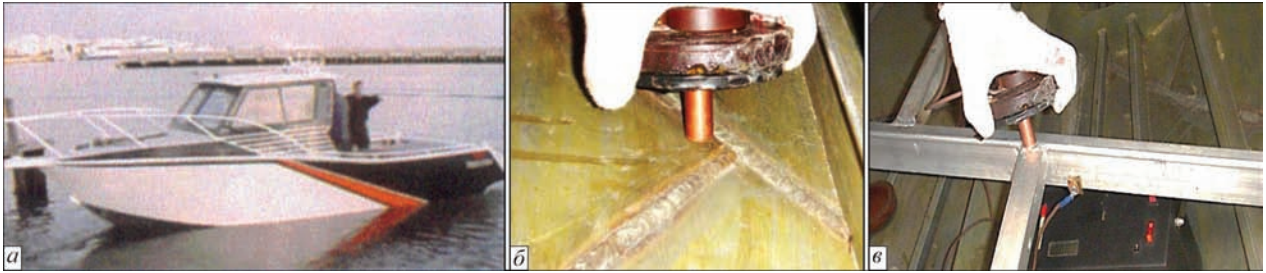


Рис. 17. Применение ЭДО при изготовлении корпуса судна из сплава АМгб: а — внешний вид корпуса; б — ЭДО-правка сварных соединений обшивки; в — ЭДО-правка балочных конструкций днища

Так, использование ЭДО при изготовлении и ремонте маломерных судов из сплава АМгб (рис. 17, а) позволило повысить эксплуатационные характеристики изделий. ЭДО-правка конструктивных элементов дала возможность существенно улучшить гидродинамические характеристики и обитаемость корпусов. Так, правка бухтин обшивки (рис. 17, б) обеспечила снижение местных прогибов в зоне сварных соединений с 10 до 1,5 мм, а устранение кривизны поперечных балок усиления днища (рис. 17, в) от 8 до 0,5 мм — гарантированное прилегание пайол. При этом ЭДО ремонтных сварных соединений обшивки и силового набора обеспечило снижение остаточных напряжений от 150 до 40 МПа, что позволило продлить ресурс эксплуатации корпусов до двух-шести раз.

Конструктивным элементом самолета АН-74 является промежуточный корпус авиадвигателя (ПКА), назначение которого — крепление двигателя Д-36 к крылу. ПКА представляет собой крупногабаритную полую литую конструкцию из жа-

ропрочного магниевого сплава МЛ10 (рис. 18), которая состоит из внешней и внутренней цилиндрических обечаек, сопряженных между собой ребрами жесткости — стойками, во внутренних полостях которых циркулирует охлаждающая жидкость. Характерными повреждениями ПКА, которые устраняют ремонтной сваркой, являются трещины усталости, нарушающие целостность внешней и внутренней обечаек, а также разрушения на лицевой поверхности внешней обечайки в зоне усиления под фланец трубопровода охлаждения. При этом максимальные значения растягивающих напряжений в ремонтных швах без термообработки достигают значения 120 МПа, что соответствует пределу текучести сплава МЛ10. Снижение напряжений с применением термообработки является достаточно дорогостоящей операцией, в ряде случаев на порядок превышающей стоимость ремонтной сварки. Применение ЭДО позволяет изменить распределение остаточных сварочных напряжений в ремонтных сварных швах от растягивающих к сжимающим, значение которых достигает -40 МПа, что более эффективно, чем термообработка, и значительно ниже по стоимости.

Опыт практического использования ЭДО показал, что одноканальные ЭУ, ввиду их простоты и более длительного цикла заряда (по сравнению с двухканальными), целесообразно применять для правки тонколистовых сварных конструкций. В то же время двухканальные, в силу особенностей ввода импульсного тока в обрабатываемый материал, наиболее предпочтительны для снижения уровня остаточных сварочных напряжений. При этом малое время заряда, характерное для двухканальных ЭУ, позволяет реализовывать данный вид ЭДО совместно со сварочным циклом, что представляется перспективным для осуществления бездеформационной сварки конструкций ответственного назначения.

Список литературы

1. Баранов Ю. В., Троицкий О. А., Аврамов Ю. С. (2001) *Физические основы электроимпульсной и электропластической обработки и новые материалы*. Москва, МГИУ.



Рис. 18. Обработка методом ЭДО ремонтного шва на наружной поверхности внешней обечайки ПКА из сплава МЛ10: 1 — ПКА, 2 — электродное устройство; 3 — источник питания для ЭДО

2. Lobanov L. M., Kondratenko I. P., Zhiltsov A. V. et al. (2016) Electrophysical unsteady processes in the system to reduce residual stresses welds. *Tekhnichna Elektrodynamika*, **6**, 10–19.
3. Sidorenko Yu. M., Shlenskii P. S. (2013) On the Assessment of Stress-strain State of the Load-Bearing Structural Elements in the Tubular Explosion Chamber. *Strength of Materials*, **45**, **2**, 210–220.
4. Кишкина С. М., Браташев В. Л., Гук Н. В. (1988) *Разрушение алюминиевых сплавов. Атлас фактограмм*. Москва, ВИАМ.
5. Яковлева Т. Ю. (2003) *Локальная пластическая деформация и усталость металлов*. Киев, Наукова думка.
6. Даровский Ю. Ф., Маркашова Л. И., Абрамов Н. П. (1985) Метод препарирования для электронно-микроскопических исследований. *Автоматическая сварка*, **12**, 60.
7. Лобанов Л. М., Пивторак В. А., Савицкий В. В., Ткачук Г. И. (2006) Методика определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии. *Там же*, **1**, 10–13.
8. Masubuchi K. (1980) *Analysis of Welded Structures*. Pergamon Press.

References

1. Baranov, Yu.V., Troitsky, O.A., Avramov, Yu.S. (2001) *Physical principles of electropulse and electroplastic treatment and new materials*. Moscow, MGU.
2. Lobanov, L.M., Kondratenko, I.P., Zhiltsov, A.V. et al. (2016) Electrophysical unsteady processes in the system to reduce residual stresses welds. *Tekhnichna Elektrodynamika*, **6**, 10–19.
3. Sidorenko, Yu.M., Shlenskii, P.S. (2013) On the assessment of stress-strain state of the load-bearing structural elements in the tubular explosion chamber. *Strength of Materials*, **45**(**2**), 210–220.
4. Kishkina, S.M., Bratashev, V.L., Guk, N.V. (1988) Fracture of aluminium alloys: Atlas of fractograms. Moscow: VIAM.
5. Yakovleva, T.Yu. (2003) *Local plastic deformation and fatigue of metals*. Kiev, Naukova Dumka.
6. Darovsky, Yu.F., Markashova, L.I., Abramov, N.P. (1985) Method of preparation for electron microscopic examinations. *Avtomatch. Svarka*, **12**, 60.
7. Lobanov, L.M., Pivtorak, V.A., Savitsky, V.V. et al. (2006) Procedure for determination of residual stresses in welded joints and structural elements using electron speckle-interferometry. *The Paton Welding J.*, **1**, 24–29.
8. Masubuchi, K. (1980) *Analysis of welded structures*. Pergamon Press.

Л. М. Лобанов, М. О. Пашчин

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЙ ТА ОБЛАДНАННЯ
ДЛЯ ЗНИЖЕННЯ ЗАЛИШКОВИХ НАПРУЖЕНЬ
І ВИПРАВЛЕННЯ ЗВАРНИХ КОНСТРУКЦІЙ
З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОДИНАМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Представлено новий технологічний процес післязварювальної обробки зварних з'єднань — електродинамічна обробка імпульсами електричного струму високої щільності. Проведений комплекс експериментальних досліджень на зразках з алюмінієвого сплаву АМг6 при різних параметрах імпульсів електричного струму й індуктивності джерела живлення показав, що електродинамічна обробка впливає на структуру обробленого металу і дозволяє істотно зменшити залишкові напруження в зварних з'єднаннях, підвищити їх опір втомі і крихкому руйнуванню, а також усунути деформації жолоблення тонкостінних елементів конструкцій. Розроблені технології і апаратура дали можливість виконати електродинамічну обробку зварних з'єднань суднокорпусних конструкцій і ремонтних зварних швів проміжного корпусу авіадвигуна, що сприяло збільшенню їх експлуатаційної надійності і довговічності. Бібліогр. 8, рис. 18.

Ключові слова: електродинамічна обробка, алюмінієвий сплав, зварне з'єднання, залишкові напруження, імпульс струму, математичне моделювання, щільність струму, пластична деформація. Бібліогр. 8, рис. 18.

L.M. Lobanov, N.A. Pashchin

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150, Ukraine.
E-mail: office@paton.kiev.ua

DEVELOPMENT OF TECHNOLOGY AND EQUIPMENT FOR REDUCTION OF RESIDUAL STRESSES AND STRAIGHTENING OF WELDED STRUCTURES WITH THE USE OF ELECTRODYNAMIC TREATMENT

A new technological process of postweld treatment of welded joints is presented which is the electrodynamic treatment by pulses of high-density electric current. The carried out complex of experimental investigations on specimens of aluminum alloy AMg6 at different parameters of electric current pulses and inductivity of power source showed that electrodynamic treatment influences the structure of treated metal and allows a significant reduction of residual stresses in welded joints, increasing their resistance to fatigue and brittle fracture, and also eliminating buckling deformations of thin-walled structural elements. The developed technologies and equipment provided the possibility of performing electrodynamic treatment of welded joints of ship-building structures and repair welds of intermediate body of aircraft engine, which facilitated their increased operational reliability and service life. 8 Ref., 18 Figures.

Key words: electrodynamic treatment, aluminium alloy, welded joint, residual stresses, current pulse, mathematical modeling, current density, plastic deformation

Поступила в редакцію 03.04.2017

ФОРМИРОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ СВАРКЕ ТОЛСТОСТЕННЫХ ТРУБ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ДУГОЙ, УПРАВЛЯЕМОЙ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

В. С. КАЧИНСКИЙ, С. И. КУЧУК-ЯЦЕНКО

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Изыскание высокопроизводительных технологий сварки неповоротных стыков труб актуально, особенно при выполнении работ в монтажных условиях. Приведены результаты комплексных исследований по отработке технологии прессовой сварки труб с толщиной стенки более 4...5 мм с использованием управляющего магнитного поля. Определены способы нагрева торцов труб магнитоуправляемой дугой, алгоритмы управления основными параметрами прессовой сварки, проведены всесторонние испытания соединений. Показана возможность получения высоких показателей ударной вязкости сварных соединений при сварке высокопрочных трубных сталей. Библиогр. 10, рис. 7, табл. 5.

Ключевые слова: прессовая сварка, управляющее магнитное поле, магнитоуправляемая дуга, толстостенные трубы, технология сварки, монтажные и стационарные условия, микроструктура, механические свойства

Для предприятий в разных странах, бизнес которых связан со сваркой труб, актуальным является обеспечение стабильности качества сварных соединений неповоротных стыков стальных труб, выполняемых высокопроизводительными технологиями. Важным является также снижение влияния роли сварщика на технологический процесс.

Отмеченное особенно актуально при выполнении соединений труб с повышенной (более 4...5 мм) толщиной стенки, а также при необходимости выполнения соединений в монтажных условиях.

В настоящей работе проведены исследования по расширению возможностей прессовой сварки, в частности, под воздействием внешнего управляющего магнитного поля (УМП). В работе исследованы:

- поведение сварочной дуги в узком зазоре, примерно 2 мм, между торцами толстостенных труб под действием внешнего УМП;
- скорость движения дуги в процессе нагрева торцов толстостенных труб;
- особенности нагрева торцов толстостенных труб;
- поведение жидкого расплава в процессе нагрева труб;
- влияние жидкого расплава на формирование сварного соединения.

Была разработана технология сварки труб с толщиной стенки более 4...5 мм и оборудование для прессовой сварки магнитоуправляемой дугой (ПСМД) труб в стационарных и монтажных условиях.

Области применения технологии: сварка газовых и нефтяных трубопроводов; сварка труб для систем

термостабилизации грунта при окружающей температуре до $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ (сварено более 7 тыс. км трубопроводов малого диаметра, поддерживающих в мерзлом состоянии в общей сложности 25 млн м^3 грунта на площади 2,5 млн м^2); при строительстве теплиц (сварено более 50 тыс. стыков труб малого диаметра); области промышленности, где применяется стыковая сварка труб с фитингами, заглушками и др.; сварка трубных заготовок при изготовлении гидравлических цилиндров (сварено более 37 тыс. стыков).

К основным отличиям технологии ПСМД относится возможность выполнения сварки стальных труб на воздухе, без применения защитных газов, а также осуществление технологии ПСМД труб с толщинами стенки, превышающими размеры активных пятен мощных дуговых разрядов.

Сварочная дуга, при использовании способа ПСМД, перемещается под действием внешнего постоянного магнитного поля. Способ сварки применяется в промышленности преимущественно для соединения деталей трубчатого сечения с толщиной стенки до 4 мм диаметром до 100 мм, используемых в автомобильной промышленности, при этом используются защитные газы [1–4]. В ИЭС им. Е. О. Патона была разработана технология ПСМД и сварено более 7 млн полых деталей автомобильного сортамента, без использования защитного газа [5]. Выполнены разработки технологий и оборудования для сварки ПСМД различных трубопроводов [6]. Несмотря на высокую производительность и другие технологические преимущества по сравнению с электродуговыми способами, процесс ПСМД до настоящего времени не нашел широкого промышленного применения в ответственных энергетических установках, в частности, котлостроении, газо- и не-

фтепроводах высокого давления. В значительной степени это обусловлено ограниченной информацией о механических свойствах соединений, выполненных ПСМД, а также отсутствием технологий сварки ПСМД труб с толщиной стенки более 5 мм.

Исследования, проведенные в настоящей работе, были направлены на разработку технологии и оборудования для ПСМД неповоротных соединений труб с толщиной стенок 10...20 мм из высокопрочных сталей и на их основе создание технологии сварки труб диаметром до 320 мм с толщиной стенок, превышающих размеры активных пятен дуги и адаптированной к условиям работы в монтажных и стационарных условиях. Сваривались трубы из различных сталей, в том числе X60, X70, X80, ст35, STPG410, 01Star520. Химический состав и механические свойства сталей приведены в табл.1. Сварка выполнялась на машинах для ПСМД типа МД1, МД-205, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона. В процессе сварки выполнялся операционный контроль основных параметров процесса: ток, напряжение, переме-

шение и усилие при деформации в процессе осадки. Процессы, протекающие в дуговом промежутке между деталями, изучались с использованием скоростной видеосъемки с высокой разрешающей способностью (до 4500 кадров/с), а также осциллографией процесса. Сварные соединения испытывались в соответствии с требованиями международных стандартов для газопроводов и нефтепроводов (API, DNY).

Металлографические исследования сварных соединений выполнялись на оптическом микроскопе «Neophot 32».

Схема процесса ПСМД приведена на рис. 1, а. Дуга под воздействием мощного магнитного поля перемещается в зазоре между торцами свариваемых труб и нагревает их. Интенсивность нагрева определяется током дуги и скоростью вращения. По достижении требуемой температуры нагрева торцы деталей сжимаются и в процессе их деформации формируется соединение.

Как и при других методах сварки давлением для получения качественных соединений при ПСМД необходимо создать заданное температурное поле и обеспечить защиту нагреваемых торцов деталей. Предполагается [7, 8], что частичную защиту от окисления в зазоре создают пары металла, образующиеся при нагреве дугой. Принято считать [4], что стабильный нагрев и защиту торцов деталей от окисления можно получить в том случае, когда диаметр активных пятен дуги идентичен толщине свариваемых труб. Поэтому до настоящего времени процесс сварки ПСМД практически использовался для соединения труб с толщиной стенки не более 5 мм, что соответствует размерам активных пятен мощных дуговых разрядов, которые можно получить при токах 1...2 тыс. А.

Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона технологии базируются на концепции [9], в соответствии с которой при ПСМД, как и при контактной сварке оплавлением (КСО), основным условием получения качественных соединений является формирование на торцах свариваемых деталей в период, предшествующий осадке, слоя расплавленного металла с оксидами входящих в него легирующих элементов. Расплав в результате его нагрева быстро перемещающейся дугой имеет более высокую температуру, чем температура плавления свариваемого материала. Экспериментально установлено, что при контактном оплавлении сталей расплав достигает температуры 1700 °С. Его кристаллизация происходит в интервале 1700...1370 °С. Если деформация нагретых торцов деталей происходит в этом интервале, расплав полностью выдавливается из стыка вместе с оксидами. Длительность интервала кристаллизации расплава зависит от теплофизических свойств

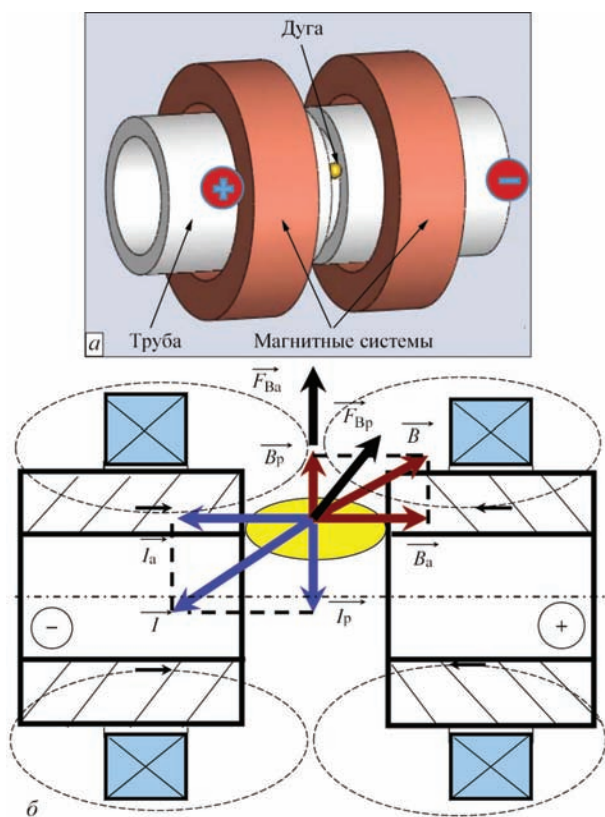


Рис. 1. Прессовая сварка магнитоуправляемой дугой: а — схема процесса; б — силы, действующие на дугу (\vec{B} — индукция магнитного поля; \vec{B}_a — аксиальная составляющая индукции магнитного поля; \vec{B}_r — радиальная составляющая индукции магнитного поля; \vec{I} — ток дуги; \vec{I}_a — аксиальная составляющая тока дуги; \vec{I}_r — радиальная составляющая тока дуги; \vec{F}_{Br} — сила, определяющая радиальное движение дуги по торцам труб; \vec{F}_{Ba} — сила определяющая аксиальное движение дуги по торцам труб)

Таблица 1. Химический состав сталей, мас. %

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb	Al
09Г2С	0,11	0,75	1,38	0,015	0,016	0,05	0,05	0,25	0,05	-	-	0,01
35	0,39	0,35	0,75	0,035	0,04	0,25	0,25	0,25	-	-	-	-
X70	0,030	0,156	1,45	0,004	0,004	0,30	0,14	0,07	0,20	0,022	0,062	-
01Star520	0,159	0,172	1,19	0,012	0,006	0,13	0,04	0,04	0,03	0,002	0,002	0,03
STPG410	0,25	0,34	0,9	0,024	0,033	-	0,001	0,001	-	-	-	-

свариваемых материалов и принятой технологии сварки:

$$t_{\text{ж}} = \frac{\delta_{\text{ж}} \gamma q}{\lambda (d\theta/dx)_{x=0}}, \quad (1)$$

где $t_{\text{ж}}$ — длительность кристаллизации; $\delta_{\text{ж}}$ — толщина слоя расплава; $d\theta/dx_{x=0}$ — градиент температурного поля в приконтактном слое; λ — коэффициент теплопроводности; q — теплосодержание расплавленного металла при температурах, превышающих температуру его плавления.

При выборе технологии сварки имеется возможность варьировать условиями нагрева деталей и частично величиной $\delta_{\text{ж}}$. Наиболее благоприятные условия для формирования качественных соединений по плоскости соединения создаются при сварке с минимальным градиентом температурного поля, что связано с большим энерговлечением в зону нагрева, и неблагоприятно сказывается на формировании структуры металла в ЗТВ, особенно при сварке высокопрочных сталей. Поэтому изыскания оптимальных технологий сварки ПСМД перечисленных сталей были направлены на разработку технологий, отличающихся минимальным энерговлечением и высокими градиентами температурного поля ЗТВ.

Исследование процессов, протекающих в дуговом зазоре при нагреве торцов труб перемещающейся дугой проводились на трубах диаметром до 320 мм с толщиной стенки до $\delta = 12$ мм с использованием скоростной видеосъемки. Основные параметры процесса (индукция УМП, ток дуги, напряжение) варьировались в пределах значений, принятых при ПСМД таких труб. ПСМД выполняют как с использованием постоянных магнитов, так и электромагнитов. На промышленных установках, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона, получили применение постоянные магнитные системы.

На рис. 2 приведены фотографии, иллюстрирующие поведение дуги в зазоре и нагрев торцов в различные периоды сварки ПСМД труб. Ток дуги составлял 200...250 А, напряжение на дуге $U_{\text{д}} = 25$ В. После возбуждения дуги в зазоре между торцами, скорость движения дуги постоянно увеличивается, достигая к моменту выполнения осадки от 50 до 240 м/с в зависимости от диаметра труб, выполняя их нагрев (рис. 2, а). По мере повышения температуры торцов увеличивается толщина расплава на них (рис. 2, б), который удерживается на поверхности торцов силами поверхностного натяжения. При достижении определенной толщины расплав под воздействием

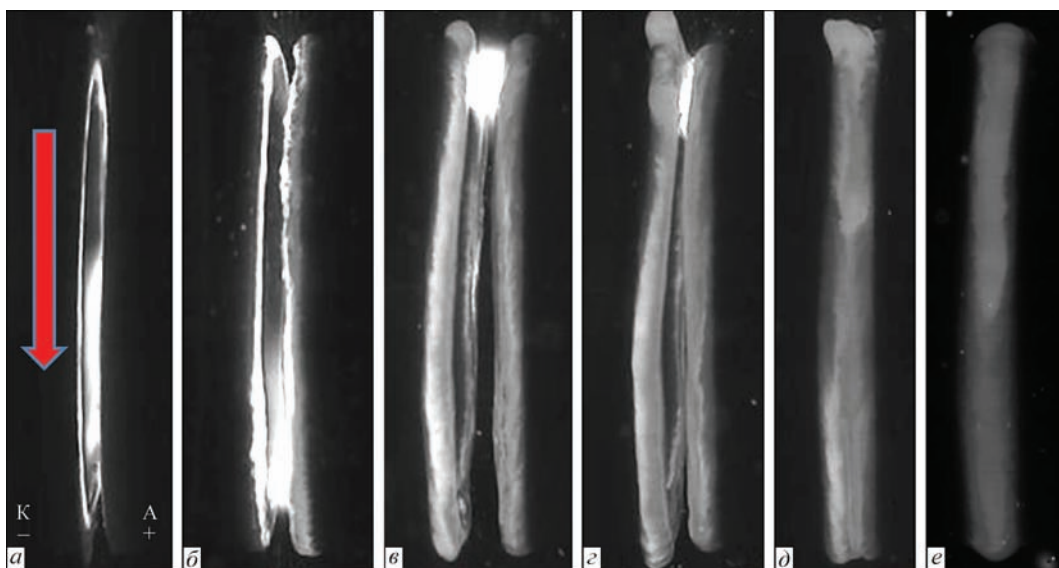


Рис. 2. Стадии ПСМД труб: а — начало перемещения дуги под действием УМП; б — формирование слоя расплава на торцах труб; в — перемещение расплава в процессе нагрева; г — обновление расплава перед осадкой; д — начало осадки; е — формирование сварного соединения

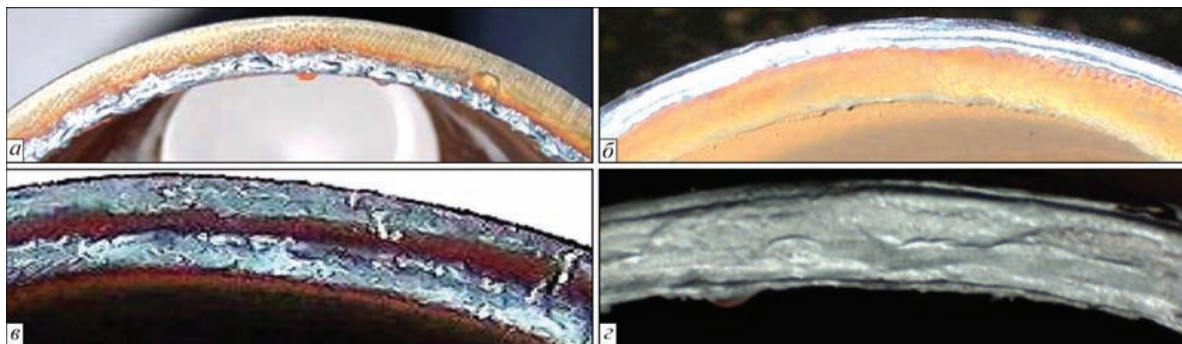


Рис. 3. Управление положением дуги на свариваемой поверхности труб: *а* — дуга перемещается по внутренним кромкам труб; *б* — дуга перемещается по наружным кромкам труб; *в* — сканирование дуги с внутренней на наружную кромку труб; *з* — формирование на торцах труб стабильного по толщине расплава

сил, вращающих дугу вдоль нагреваемых торцов (рис. 2, *в*), начинает двигаться в том же направлении. Регулируемая скорость этого движения при определенных условиях может достигать 3 м/с. Движение расплава обусловлено действием электродинамических сил и давлением газа в дуговом зазоре, возбуждаемом перемещающимся столбом дуги, при этом происходит перемешивание расплавленного слоя металла. Перед осадкой слой расплава на торцах достаточно равномерно распределен по периметру трубы и толщине ее кромок (рис. 2, *з*). В начальный период осадки зазор между торцами уменьшается и дуговой разряд прекращается на период закрытия зазора (рис. 2, *д*), который при скорости осадки 200 мм/с длится 0,01 с. При уменьшении зазора до величины $2\delta_{\text{ж}}$ между торцами начинает формироваться сплошная прослойка расплава металла (рис. 2, *е*), которая под действием магнитного поля (подача тока через торцы не прекращается) продолжает круговое движение. Это способствует обновлению расплава и образованию сплошной прослойки по всему сечению свариваемых труб. В момент закрытия зазора расплав выдавливается из стыка и происходит деформация нагретых слоев металла в твердой фазе.

Приведенные данные показывают, что поведение расплава в период, предшествующий осадке, оказывает доминирующее влияние на формирование соединений при ПСМД. В этот период, измеряемый сотыми долями секунды, поверхность торцов не подвергается прямому воздействию дуги и контактирует с воздушной средой, окружающей зону сварки. При этом площадь участков, покрытых жидким расплавом, может значительно превышать площадь активных пятен дуги, что позволяет сделать вывод о возможности формирования качественных соединений на участках торцов при достаточно больших интервалах перерывов в прохождении дуги через эти участки. Этот вывод был положен в основу разработки технологии ПСМД труб с толщиной стенки, значительно превосходящей размеры активных пятен мощных дуг.

На основе проведенных исследований быстропротекающих процессов поведения расплава в зазоре при ПСМД были разработаны алгоритмы управления параметрами процесса ПСМД в различные периоды сварки. Программой сварки предусмотрены два периода. В первом происходит нагрев труб, обеспечивающий получение заданного температурного поля и деформацию торцов. Во втором периоде, предшествующем деформации (осадке), обеспечивается формирование в зазоре расплава, стабильного по толщине и поддерживаемого в жидком состоянии за счет интенсивного энерговыделения. Для этого процесс кратковременно переводится в режим дугоконтактного нагрева, что сопровождается увеличением мощности. Для получения стабильного и равномерного по толщине труб нагрева, а также требуемых условий формирования расплава при сварке толстостенных труб в ИЭС им. Е. О. Патона разработана система управления движением дуги, схема которой приведена на рис. 1, *б*.

После возбуждения дуги в зазоре между торцами труб в результате воздействия радиальной составляющей B_r индукции магнитного потока обеспечивается устойчивое движение по внутренней кромке периметра труб (рис. 3, *а*). Под воздействием аксиальной составляющей B_a обеспечивается устойчивое движение дуги по наружной кромке труб (рис. 3, *б*). Периодическое изменение величины указанных составляющих приводит к сканирующим движениям дуги между наружной и внутренней поверхностями труб (рис. 3, *в*). При этом обеспечивается равномерный нагрев торцов в первом периоде и формирование расплава во втором (рис. 3, *з*).

Анализ приведенных особенностей нагрева быстро перемещающейся дугой позволил определить оптимальную программу управления параметрами сварки ПСМД.

На базе перечисленных исследований в ИЭС им. Е. О. Патона разработаны технологии сварки ПСМД высокопрочных труб диаметром 60...219 мм с толщиной стенки 6...16 мм. В табл. 1

Таблица 2. Основные технологические параметры при ПСМД и КСО

Тип или марка стали	Размер трубы Ду, мм	Процесс сварки	Время сварки, с	Усилие осадки, кН	Припуск на нагрев, мм	Припуск на осадку, мм	Потребляемая мощность, первый период, кВт·А	Потребляемая мощность, второй период, кВт·А
Х70	168×7	ПСМД	34,7	247	0	7,5	19,6	58,7
		КСО	37,2	177	15	8	25,1	60,2
35	76×16	ПСМД	105,0	241	0	10	22,4	64,6
		КСО	120,0	168	36	19	40,2	98,4



Рис. 4. Формирование сварных соединений при ПСМД

приведен химический состав некоторых труб этой категории, в табл. 2 основные сравнительные параметры, характеризующие режимы сварки при ПСМД и КСО. В табл. 3 представлены основные технологические параметры при ПСМД труб и для сравнения приведены аналогичные параметры, характеризующие технологию сварки таких же труб при контактной сварке оплавлением, разработанных в ИЭС им. Е. О. Патона.

Из сравнения приведенных данных видно, что длительность процессов, а также потребляемая мощность при ПСМД и КСО труб одинаковых размеров отличается незначительно, что свидетельствует об идентичности тепловой эффективности процессов.

Таблица 3. Основные технологические параметры ПСМД сварки труб

Тип или марка стали	Размер трубы Ду, мм	Время сварки, с	Усилие осадки, кН	Укорочение труб, мм
Х70	168×7	34,7	247	8,5...8,9
01Star520	121×7	27	200	8,8...9,2
01Star520	121×10	43	278	10,7...11,2
35	76×16	82	255	16,4...16,9
09Г2С	42×4	14	40,6	3,9...4,1
STPG410	60,5×5,5	19	80	5,8...6,8

Таблица 4. Механические свойства основного металла и сварного соединения труб при ПСМД и КСО

Тип стали (процесс сварки)	σ_r , МПа	σ_b , МПа	KCV_{20} , Дж/см ²	KCV_{-20} , Дж/см ²
Х70	<u>448,9...469,1</u> 460,6	<u>528,8...566,8</u> 551,0	<u>248,4...265,7</u> 256,5	<u>248,4...265,7</u> 256,5
Х70 (ПСМД)	<u>411...440</u> 425,5	<u>532...548</u> 540	<u>124,8...253,4</u> 189,1	<u>149,3...244,4</u> 196,8
Х70 (КСО)	-	<u>536...543</u> 539	<u>31,6...238,4</u> 134,5	<u>29,2...141</u> 85,3

При ПСМД потери металла на оплавление значительно ниже, чем при КСО, а для получения качественных соединений необходимы усилия осадки в 1,5 раза больше. Последнее свидетельствует о меньшей температуре слоев металла, подвергающихся деформации при осадке. Формирование сварных соединений труб из стали Х70 размером 168×7 мм, выполненных ПСМД, приведены на рис. 4. Контроль припуска осадки труб позволяет значительно уменьшить высоту усиления сварного соединения. Высота усиления сварного соединения составляет 0,8...1,8 мм.

Механические испытания соединений труб, выполненных ПСМД, проведенные в соответствии с требованиями стандартов API, NDV, показали, что прочностные и пластические свойства соединений находятся на уровне показателей основного металла (табл. 4, 5).

Как известно [10], при различных способах сварки давлением перечисленных сталей, в том числе КСО, наблюдается резкое снижение величины ударной вязкости, особенно при низких температурах испытаний. Для получения требуемых пластических свойств таких соединений требуется дополнительная термообработка. Все соединения перечисленных труб (табл. 2, 3), сваренных ПСМД без термообработки, имели показатели ударной вязкости при температурах испытаний 20; -20; -40 °С не ниже 80 % аналогичных показателей основного металла.

Это достигнуто прежде всего за счет энергосложения при сварке и регулирования движением расплава в дуговом зазоре в период, предшествующий деформации нагретых торцов перед осадкой. Формирование стабильного по толщине расплава $\delta_{ж}$ на торцах труб обеспечило возможность получать качественные соединения при более высоких градиентах температурного поля в приконтактной области (рис. 5).

Т а б л и ц а 5. Механические свойства сварных соединений труб

Тип или марка стали	Размер труб Ду, мм	Основной металл σ_B , МПа	Сварное соединение σ_B , МПа	Основной металл KCV_{20} Дж/см ²	Сварное соединение KCV_{20} Дж/см ²	Основной металл KCV_{-20} Дж/см ²	Сварное соединение	
							KCV_{-20} Дж/см ²	KCV_{-40} Дж/см ²
09Г2С	42×5	<u>460...478</u> 469	<u>453...484</u> 465	<u>57...5</u> 58	<u>59,0...78,1</u> 68,5	<u>57,8...58,0</u> 57,9	<u>64,0...74,5</u> 69,3	-
35	89×10	<u>538...565</u> 551	<u>528...554</u> 541	<u>56...64</u> 60	<u>52...965</u> 70	-	-	-
01Star520	191×7	<u>638...665</u> 651	<u>618...674</u> 656	<u>116...154</u> 135	<u>87...152</u> 119	-	-	-
STPG410	60,5×5,5	<u>452...464</u> 458	<u>450...462</u> 456	<u>90...98</u> 94	<u>86...92</u> 89	<u>102...104</u> 98	<u>87...94</u> 91	<u>88...94</u> 92

Соответственно снижается температура при-
контактных слоев и разупрочнение металла. На
рис.6 приведены температурные поля в зоне на-
грева при сварке ПСМД и КСО труб диаметром
168 мм, $\delta = 7$ мм. Температура нагрева прикон-
тактных слоев на расстоянии 2 мм от поверхно-
сти оплавления в момент перед началом дефор-
мации при ПСМД составляет не более 1050 °С, а
при сварке таких труб КСО она на 100 °С выше.
Экспериментально установлено, что при скорост-
ном нагреве образцов из стали Х70 до температу-
ры более 1100...1150 °С наблюдается резкое сни-
жение показаний KCV .

Поскольку в процессе деформации структура
центральной части шва и по линии соединения
определяется структурой этих слоев, то распреде-
ление температуры, приведенной на рис. 6 (кри-
вая 2), представляется оптимальной при различ-
ных способах сварки давлением для получения
высоких показателей KCV . На рис. 7, а представ-
лена микроструктура соединения труб диаметром
168 мм, $\delta = 7$ мм из стали Х70, выполненного
ПСМД на оптимальном режиме (табл. 2). Металл
по линии сварки имеет ферритно-перлитную
структуру с выделениями феррита в виде прерыви-
стой полосы толщиной до 10 мкм. В централь-
ной части структура мелкозернистая (8, 9 балл) с
твердостью HV 2470...2640 МПа. Общая ширина
ЗТВ при ПСМД составила 10 мм. Для сравнения
на рис. 6, б, приведена аналогичная структура при

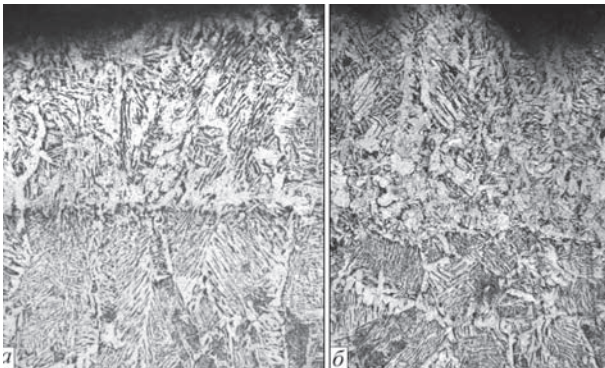


Рис. 5. Микроструктура (×200) литого металла на катоде (а) и аноде (б)

сварке таких же труб сваренных КСО. Структу-
ра по линии сварки крупнозернистая (балл 3...5)
с преобладанием перлитной составляющей и мно-
жественными скоплениями полигонального фер-
рита, ширина ферритной полосы составляет 100
мкм. На этом участке наблюдается снижение твер-
дости на 10 %, а также ударной вязкости, что яв-
ляется следствием перегрева приконтактных
участков до температур более 1200 °С, в которых
происходило формирование сварного шва (кривая
1 на рис. 6).

Общая ширина ЗТВ при КСО составила 18 мм.
Качественные соединения при нагреве, соответ-
ствующему кривой 2 на рис. 6, были получены
только при ПСМД. При КСО использование та-
кого режима нагрева приводит к формированию
по линии соединения дефектов в виде тонких ок-
сидных плен, хотя микроструктура в центре шва
подобна получаемой при ПСМД. Возможность
получения при ПСМД качественных соединений
при более высоких градиентах температурного
поля обусловлена формированием в зазоре ста-
бильного по толщине расплава.

Минимальная толщина расплава при ПСМД
труб составляет 0,6 мм, а при КСО толщина рас-
плава колеблется в пределах 0,15...0,2 мм. В со-
ответствии с выражением (1) формирование
качественных соединений при ПСМД можно обе-

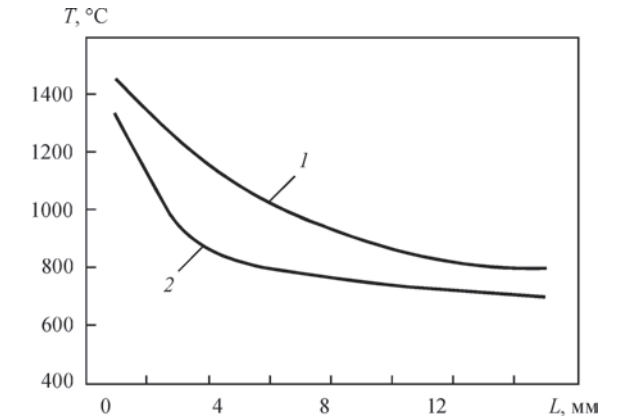


Рис. 6. Распределение температуры при КСО (1) и ПСМД (2) (расстояние указано от стыка)

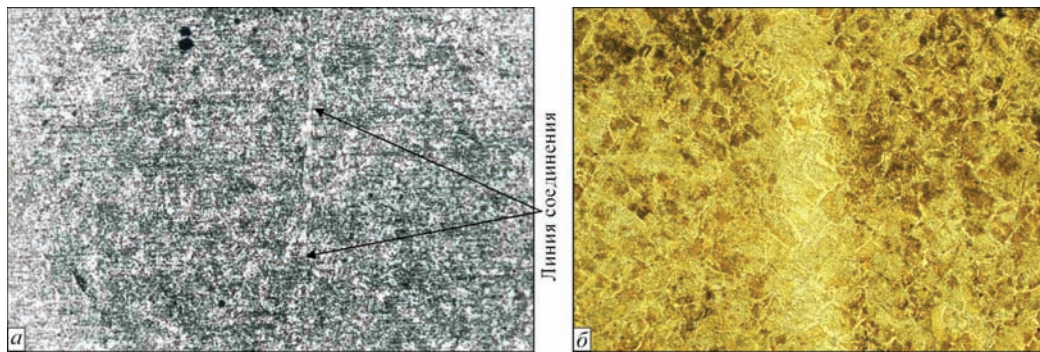


Рис. 7. Микроструктура сварных соединений: а — при ПСМД ($\times 150$); б — при КСО ($\times 100$)

спечить при более высоких градиентах температурного поля в ЗТВ. Приведенные данные свидетельствуют о том, что качественные соединения высокопрочных сталей при различных способах сварки давлением можно получить при относительно низкой температуре нагрева приконтактных слоев металла, если наряду с использованием источников высококонцентрированного нагрева обеспечить перед осадкой формирование в контакте между свариваемыми деталями стабильного по толщине слоя расплава.

Выводы

Установлено, что доминирующим фактором, определяющим формирование соединений при ПСМД, является наличие слоя расплава на торцах труб в начальный период осадки.

Определены способы равномерного нагрева торцов труб вращающейся дугой, толщина которых превышает диаметр активных пятен дуги.

Определены алгоритмы управления основными параметрами ПСМД и режимы процесса, обеспечивающие качественную сварку высокопрочных труб диаметром до 320 мм с толщиной стенки до 16 мм.

Проведены всесторонние испытания соединений толстостенных труб из высокопрочных сталей, выполненных ПСМД, подтверждающие равнопрочность сварных соединений с основным металлом и высокие пластические свойства. Определена возможность получения высоких показателей ударной вязкости при сварке ПСМД высокопрочных трубных сталей без термической обработки.

Разработаны технологии сварки ПСМД различных труб из высокопрочных сталей с толщиной стенок до 16 мм диаметром 20...320 мм.

Список литературы

1. Hagan D., Riley N. (1979) MIAB welding. Part 2. Fabrication the Fiesta rear axle. *Metal Construction*, **12**, 625, 627–629.
2. Ganovski F. J. (1974) The magnetarc welding process. *Weld. Met. Fab.*, June.
3. Kenji Takagi, Hirokazu Otsuka, Fumiho Abakida et al. (1987) Establishment of optimum welding conditions of magnetically impelled arc butt welding and application to field operation. *International Institute of Welding*, III-8801.

4. Edson D. A. (1982) Magnetically Impelled Arc Butt Welding of Thick Wall Tubes. *Ibid*, III-726-82, July.
5. Кучук-Яценко С. И., Качинский В. С., Игнатенко В. Ю., Коваль М. П. (2010) Прессовая сварка магнитоуправляемой дугой деталей автомобильного сортамента. *Автоматическая сварка*, **6**, 33–37.
6. Takagi K., Aracida F. (1982) Magnetically Impelled Arc Butt Welding of Gas Pipeline. *Metal Construction*, **10**, 542–548.
7. Гельман А. С. (1950) *Контактная сварка*. Москва, Машиностроение.
8. Орлов В. Д., Дмитриев Ю. В., Чакалев А. А. и др. (1975) *Технология и оборудование контактной сварки*. Москва, Машиностроение.
9. Кучук-Яценко С. И. (ред.) (1992) *Контактная стыковая сварка оплавлением*. Киев, Наукова думка.
10. Кучук-Яценко С. И., Швец Ю. В., Загадарчук В. Ф. и др. (2012) Контактная стыковая сварка оплавлением толстостенных труб из высокопрочных сталей класса К56. *Автоматическая сварка*, **5**, 5–11.

References

1. Hagan, D., Riley, N. (1979) MIAB welding. Part 2. Fabrication the Fiesta rear axle. *Metal Construction*, **12**(625), 627–629.
2. Ganovski, F.J. (1974) The magnetarc welding process. *Weld. Met. Fab.*, June.
3. Kenji Takagi, Hirokazu Otsuka, Fumiho Abakida et al. (1987) Establishment of optimum welding conditions of magnetically impelled arc butt welding and application to field operation. *IIW Doc*. III-8801.
4. Edson, D.A. (1982) Magnetically impelled arc butt welding of thick wall tubes. *Ibid.*, III-726-82.
5. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Kachinsky, V.S., Ignatenko, V.Yu et al. (2010) Magnetically-impelled arc butt welding of parts of automobile range of products. *The Paton Welding J.*, **6**, 28-31.
6. Takagi, K., Aracida, F. (1982) Magnetically impelled arc butt welding of gas pipeline. *Metal Construction*, **10**, 542-548.
7. Gelman, A.S. (1950) *Resistance welding*. Moscow, Mashinostroenie.
8. Orlov, V.D., Dmitriev, Yu.V., Chakalev, A.A. et al. (1975) *Technology and equipment of resistance welding*. Moscow, Mashinostroenie.
9. Kuchuk-Yatsenko S.I., (ed.) (1992) *Flash-butt welding*. Kiev, Naukova Dumka.
10. Kuchuk-Yatsenko, S.I., Shvets, Yu.V., Zagadarchuk, V.F. et al. (2012) Flash-butt welding of thick-walled pipes from high-strength steels of K56 strength class. *The Paton Welding J.*, **5**, 2-7.

В. С. Качинский, С. И. Кучук-Яценко

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

ФОРМУВАННЯ З'ЄДНАНЬ ПРИ ЗВАРЮВАННІ
ТОВСТОСТІННИХ ТРУБ З ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ
ДУГОЮ, КЕРОВАНОЮ МАГНІТНИМ ПОЛЕМ

Дослідження високопродуктивних технологій зварювання неповоротних стиків труб актуально особливо при виконанні робіт в монтажних умовах. Наведено результати комплексних досліджень із відпрацювання технології пресового зварювання труб з товщиною стінки більше 4...5 мм з використанням керуючого магнітного поля. Визначено способи нагріву торців труб дугою, керованою магнітним полем, алгоритми управління основними параметрами пресового зварювання, проведено всебічні випробування з'єднань. Показана можливість отримання високих показників ударної в'язкості зварних з'єднань при зварюванні високоміцних трубних сталей. Бібліогр. 10, рис. 7, табл. 5.

Ключові слова: пресове зварювання, керуюче магнітне поле, дуга, керована магнітним полем, товстостінні труби, технологія зварювання, монтажні та стаціонарні умови, мікроструктура, механічні властивості

V. S. Kachinskii, S. I. Kuchuk-Yatsenko

E. O. Paton Electric Welding Institute of NASU.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev
E-mail: office@paton.kiev.ua

JOINT FORMATION IN MAGNETICALLY-IMPELLED
ARC BUTT WELDING OF THICK-WALLED PIPES
FROM HIGH-STRENGTH STEELS

Searching for highly-efficient technologies of welding position butt joints of pipes is especially urgent, particularly during operation performance in site. The paper gives the results of comprehensive research on optimization of the technology of pressure welding of pipes with more than 4 – 5 mm wall thickness, using a controlling magnetic field. Methods of heating pipe edges by magnetically-impelled arc, algorithms of controlling the main parameters of pressure welding have been determined and comprehensive testing of the joints has been performed. Possibility of achieving high values of welded joint impact toughness in welding high-strength pipe steels is shown. 10 Ref., 7 Figures, 5 Tables.

Keywords: pressure welding, controlling magnetic field, magnetically-impelled arc, thick-walled pipes, welding technology, site and stationary conditions, mechanical properties

Поступила в редакцию 02.06.2017

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ІНСТИТУТ ЕЛЕКТРОЗВАРЮВАННЯ ім. Є. О. ПАТОНА НАНУ
МІЖНАРОДНА АСОЦІАЦІЯ «ЗВАРЮВАННЯ»



**Міжнародна конференція
ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ**

Присвячується 100-річчю
Національної академії наук України

5 – 6 грудня, 2018 р.
Україна, м. Київ

Голова:

академік НАН України Л. Лобанов

НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали
- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрметалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

Відправлення тез доповідей для участі в роботі конференції – до 01.11.2017 р.

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України,
вул. Казимира Малевича (Боженка), 11, м. Київ, 03680
тел.: (38044) 200-60-16; 200-47-57; факс: (38044) 528-04-86
E-mail: office@paton.kiev.ua
www.paton.kiev.ua | www.patonpublishinghouse.com

ОБОРУДОВАНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ АНТИКОРРОЗИОННОЙ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ НАПЛАВКИ ДВУМЯ ЛЕНТАМИ

И. А. РЯБЦЕВ¹, А. А. БАБИНЕЦ¹, В. Н. КОРЖИК^{1,2}, А. И. СИТКО^{1,3}, ЧЖАН ЮЙПЭН²

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Гуандунский институт сварки (Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона).

510650, Китай, г. Гуанчжоу, Тяньхе, ул. Чансин Роуд, 363

³ООО «Научно-производственный центр «ПЛАЗЕР».

г. Киев, ул. Филатова, 10-А, E-mail: plazer2010@meta.ua

Совместно ИЭС им. Е. О. Патона, Китайско-Украинский институт сварки им. Е. О. Патона и ООО «НПЦ «ПЛАЗЕР» разработано оборудование и технология антикоррозионной электрошлаковой наплавки лентами. Исследовано влияние тока, напряжения и скорости наплавки, а также величины зазора между лентами на стабильность электрошлакового процесса, геометрические размеры наплавленных валиков и долю основного металла в наплавленном металле. В экспериментах были использованы нержавеющие ленты ESAB 309LNb ESW сечением 0,5×60 мм и флюс ESAB ОК 10.10. Определена область режимов наплавки двумя лентами, при которых обеспечивается высокая производительность и устойчивый электрошлаковый процесс с хорошим формированием наплавленного и минимальным проплавлением основного металла в пределах 7...9 %: $I_n = 1400...1500$ А; $U_n = 32...33$ В; $v_n = 14...17$ м/ч; зазор между лентами — 16 мм. Механические свойства металла, наплавленного на этих режимах лентами ESAB 309LNb ESW под флюсом ESAB ОК 10.10, находятся на уровне механических свойств стали 309LNb. Полученные результаты могут быть использованы при выборе или разработке материалов и технологий антикоррозионной наплавки деталей энергетического и химического оборудования. Библиогр. 7, табл. 1, рис. 6.

Ключевые слова: электрошлаковая наплавка лентами, технология наплавки, оборудование для наплавки, проплавление, производительность наплавки

Для защиты от коррозии деталей энергетического и химического оборудования широко используется электродуговая наплавка под слоем флюса высоколегированного коррозионностойкого металла на низкоуглеродистую сталь [1, 2]. В основном наплавка осуществляется одной электродной лентой толщиной 0,5...0,8 мм и шириной 50...70 мм, что, в зависимости от режимов, обеспечивает производительность 10...35 кг/ч [2]. При этом доля основного металла (ДОМ) в наплавленном металле составляет 15...25 % и для обеспечения необходимого химического состава коррозионностойкого наплавленного металла наплавку следует выполнять минимум в два слоя.

Это снижает производительность наплавочных работ и может привести к накоплению микродефектов в наплавленном металле, повышению в нем остаточных напряжений, увеличению химической и структурной неоднородности [3]. В условиях эксплуатации эти факторы могут негативно повлиять на стойкость наплавленного металла против образования трещин и коррозии [4].

Одним из путей решения этой проблемы является применение материалов и методов наплавки, которые бы обеспечили минимальное проплавление основного металла, в частности, электрошлаковой наплавки двумя лентами (ЭШНЛ). По некоторым данным [5–7] этот метод позволяет по-

лучить необходимый химический состав наплавленного металла уже в первом слое, что особенно важно при наплавке высоколегированных аустенитных сталей на конструкционную сталь.

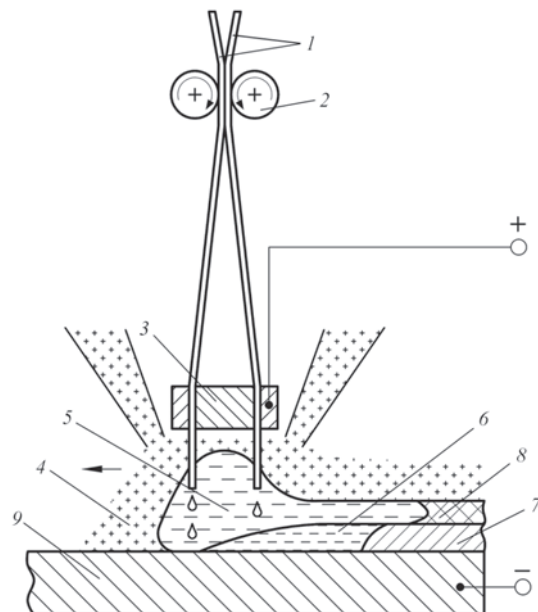


Рис. 1. Схема электрошлаковой наплавки двумя лентами [4]: 1 — электродные ленты; 2 — подающие ролики; 3 — медная вставка-токоподвод; 4 — флюс; 5 — шлаковая ванна; 6 — металлическая ванна; 7 — наплавленный металл; 8 — шлаковая корка; 9 — наплавляемая заготовка



Рис. 2. Процесс ЭШНЛ цилиндрического образца диаметром 1000 мм

Схема процесса электрошлаковой наплавки двумя лентами показана на рис. 1. Токоподвод, как правило, осуществляется через медную вставку, расположенную между лентами и обеспечивающую заданный зазор между ними. Защита зоны наплавки от атмосферы осуществляется флюсом. При наплавке в первый момент времени между электродными лентами и изделием возникает дуга, которая оплавляет края ленты, способствует расплавлению флюса и образованию шлаковой ванны, шунтирующей дугу. Далее дуговой процесс переходит в шлаковый, так как ток начинает протекать через расплавленный электропроводный шлак. Нагрев и плавление лент, а также оплавление основного металла происходит за счет теплопередачи от расплавленного шлака. Таким образом, на основной металл сварочная дуга не оказывает непосредственного воздействия, что и ведет к уменьшению его проплавления.

ИЭС им. Е. О. Патона совместно с Китайско-украинским институтом сварки им. Е. О. Патона (КУИС, г. Гуанчжоу, КНР) проведены работы по внедрению способа ЭШНЛ в Китае.

Установка для ЭШНЛ включает: сварочный манипулятор КМ 2530, на поперечную траверсу которого монтируется наплавочный аппарат с подающим механизмом для наплавки двумя лентами и устройством для подачи и удаления флюса после наплавки; роликовый стенд, на котором устанавливаются наплавляемые цилиндрические детали; инверторный источник питания KAIYUAN ZD5-2000 и компьютерный блок управления.

Манипулятор КМ 2530 состоит из колонны (включая подъемный механизм, устройство для защиты от падения и устройство для весовой балансировки), поперечной траверсы с ее приводом продольного перемещения и основания, на котором крепится колонна с траверсой. Основание, в свою очередь, с помощью анкерных болтов кре-

пится к полу в наплавочном цехе. Колонна, траверса и основания являются сварными конструкциями.

Подъемный механизм поднимает или опускает траверсу, что дает возможность устанавливать наплавочный аппарат в удобное для наплавки положение. Привод перемещает траверсу с наплавочным аппаратом в продольном направлении с маршевой или наплавочной скоростью. При наплавке цилиндрических деталей привод траверсы производит также смещение сварочного аппарата на

шаг наплавки. Высокая точность изготовления деталей подъемного механизма и привода траверсы гарантирует стабильную и качественную работу установки.

Установка укомплектована инверторным источником питания ZD5-2000 производства компании Tangshan Kaiyuan Specific Welding Equipment Co., Ltd (КНР). При использовании этого источника номинальный ток наплавки составляет 1650 А (ПВ = 100 %).

Для ЭШНЛ цилиндрических деталей используется регулируемый роликовый стенд КТ5000, который состоит из блока ведущих и блока вспомогательных роликов. Блок из двух пар ведущих роликов устанавливается на ведущей платформе и имеет систему привода, приводящую во вращение наплавляемую деталь. Блок из двух пар вспомогательных роликов устанавливается на вспомогательную платформу и не имеет системы привода. Расстояние между роликами ведущего и вспомогательного блоков может регулироваться в зависимости от различных диаметров наплавляемых деталей. Максимальная грузоподъемность стенда КТ5000 составляет 5000 кг, диаметр наплавляемых деталей 500...3500 мм, диапазон скоростей вращения 134...1340 мм/мин. Токоподвод к наплавляемой детали осуществляется через приводные ролики с помощью скользящих контактов.

Основные технические характеристики установки для ЭШНЛ приведены ниже, а общий вид установки в процессе отработки режимов электрошлаковой наплавки двумя лентами цилиндрического образца на рис. 2.

Технические характеристики установки для ЭШНЛ

Номинальное напряжение сети, В	380
Частота тока питающей сети, Гц	50
Номинальный сварочный ток наплавки, А	1650 при ПВ = 100 %

Диапазон регулирования тока наплавки, А	400...2000
Количество электродных лент, шт.	2
Толщина холоднокатаной ленты, мм	0,5...1,0
Ширина холоднокатаной ленты, мм	60
Диапазоны плавного регулирования скорости подачи ленты, м/ч:	
1 диапазон	5...50
2 диапазон	23...230
Диапазоны регулирования скорости наплавки, м/ч	6...61
Вертикальное перемещение наплавочного аппарата:	
ход, мм	400
скорость, м/ч	24
Корректировка механизма подачи электродных лент, мм:	
вдоль наплавочного валика	90
поперек наплавочного валика (рукой)	200
Регулировка угла наклона мундштуков, град	± 30
Маршевая скорость перемещения наплавочного аппарата, м/ч	800
Диапазон скоростей поперечных колебаний, м/ч	29...118
Флюсоаппаратура:	
объем, дм ³	55
расход воздуха, м ³ /ч	30
высота всасывания флюса, м	2

Компьютерная система управления установкой позволяет с высокой степенью автоматизации управлять процессом наплавки двумя лентами. Например, при наплавке цилиндрических деталей оператор устанавливает на экране компьютера пульт управления режимы наплавки, диаметр на плавляемого изделия и нажимает кнопку «Пуск». Система управления, исходя из диаметра изделия, выбирает скорость вращения, момент и величину смещения на шаг при замыкании каждого кольцевого валика. Система управления установкой объединена с системой управления источником питания, что позволяет вести процесс наплавки в автоматическом режиме и обеспечивать высокое качество наплавки. В случае необходимости оператор может вмешиваться в процесс наплавки и корректировать ее режимы.

На установке отработывались режимы электрошлаковой наплавки двумя лентами плоских и цилиндрических деталей и проводились исследования влияния тока, напряжения и скорости наплавки, а также величины зазора между электродными лентами на стабильность электрошлакового процесса, геометрические размеры наплавленного валиков и ДОМ в наплавленном металле.

Химический состав ленты марки ESAB OK Band 309LNb ESW и металла, наплавленного электрошлаковым способом двумя лентами этой марки

Исследуемый материал	Массовая доля элементов, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	S	P
Лента								
ESAB OK Band 309LNb ESW	0,015	1...2,5	≤0,4	20,0...22,0	11,0...13,0	0,4...0,8	≤0,03	≤0,03
Наплавленный металл								
1 слой	0,014	1,43	0,67	21,7	12,5	0,59	0,005	0,017
2 слой	0,017	1,47	0,65	21,4	12,4	0,63	0,005	0,017
3 слой	0,017	1,42	0,70	22,1	12,8	0,58	0,007	0,019

В экспериментах использовали ленту ESAB OK Band 309LNb ESW сечением 0,5х60 мм и флюс ESAB OK Flux 10.10. Наплавка выполнялась на заготовки из стали Ст.3 размером 350×200×(30...40) мм, значения тока и напряжения изменялись в пределах 1200...1600 А и 25...38 В, соответственно. Скорость наплавки варьировалась в пределах 10...30 м/ч, а зазор между лентами — 8...20 мм, вылет лент оставался неизменным и составлял 35...40 мм.

После наплавки проводился послойный спектральный анализ химического состава наплавленного металла, результаты которого приведены в таблице. Анализ этих данных показывает, что при ЭШНЛ заданный химический состав достигается уже в первом наплавленном слое.

Исследовали влияние тока, напряжения и скорости наплавки, а также зазора между лентами на стабильность электрошлакового процесса, геометрические размеры и ДОМ. Было установлено, что геометрические размеры наплавленного валика практически прямо пропорционально зависят от значения тока и напряжения наплавки, однако величина ДОМ при этом остается практически неизменной (рис. 3). Это объясняется тем, что при электрошлаковом процессе отсутствует прямое воздействие дуги на основной металл, поэтому увеличение электрической мощности в основном влияет только на увеличение количества наплавленного металла.

Большее влияние на ДОМ оказывает скорость наплавки, а также величина зазора между лентами (рис. 4). Скорость наплавки определяет продолжительность теплового воздействия шлаковой ванны на основной металл, а величина зазора существенно влияет на стабильность N протекания самого электрошлакового процесса. Стабильность определяли по осциллограммам как отношение продолжительности периодов электрошлакового и дугового процессов за определенное время. При небольшой величине зазора происходит перегрев шлаковой ванны между лентами, наблюдается непостоянный шлаково-дуговой процесс, в результате увеличивается проплавление основного металла и ухудшается его формирование. С увеличением зазора площадь зеркала шлаковой ванны увеличивается, температура ванны снижается,

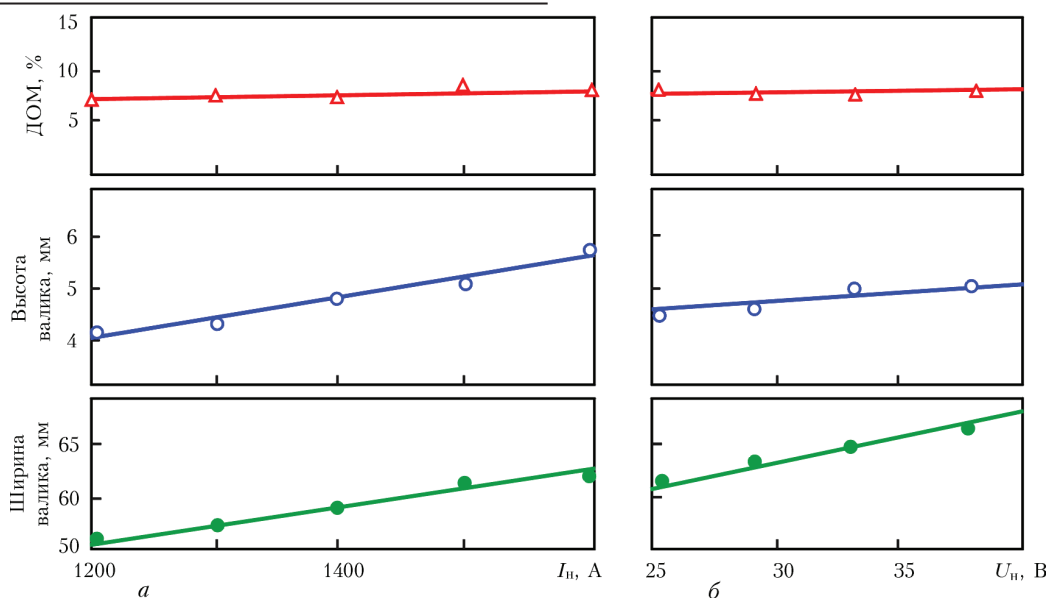


Рис. 3. Влияние тока I_n (а) и напряжения U_n (б) наплавки на геометрические размеры наплавленного валика и ДОМ в наплавленном металле

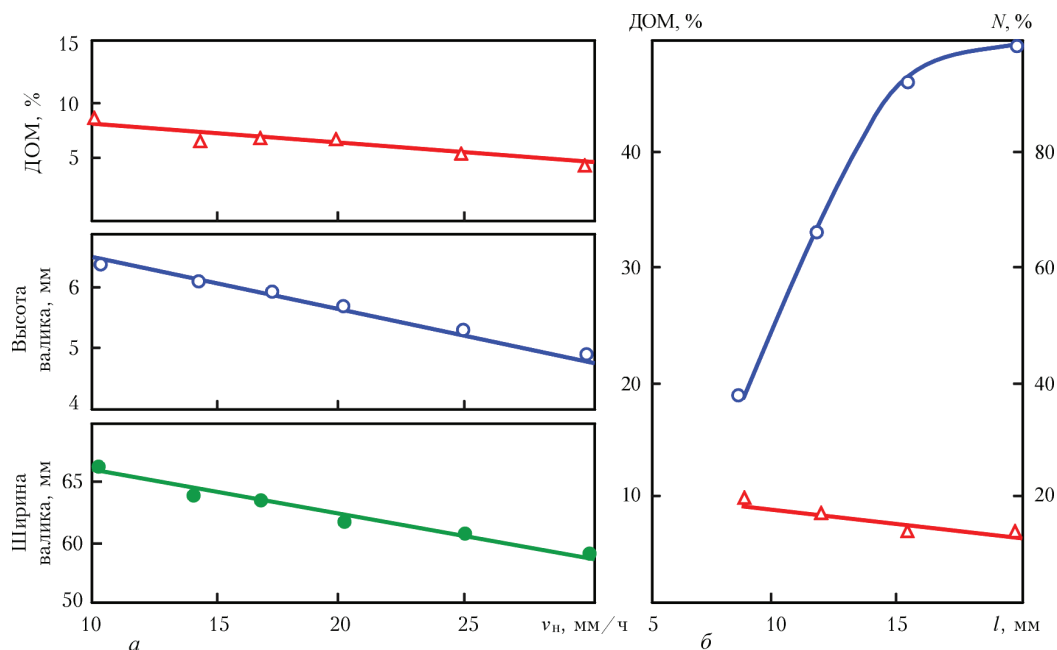


Рис. 4. Влияние скорости наплавки v_n (а) и зазора между лентами l (б) на геометрические размеры наплавленного валика, стабильность процесса N и ДОМ в наплавленном металле

и электрошлаковый процесс становится более стабильным. При ширине зазора 16 мм наплавленный валик имеет более ровные края и гладкую поверхность, т. е. лучшее формирование (рис. 5, а), чем валик, наплавленный на таком же режиме, но при зазоре 8 мм (рис. 5, б).

В результате исследований установлено, что устойчивый электрошлаковый процесс при использовании лент сечением $0,5 \times 60$ мм достигается при следующих параметрах режима наплавки: $I_n = 1400 \dots 1500$ А; $U_n = 32 \dots 33$ В; $v_n = 14 \dots 17$ м/ч; скорость подачи лент $65 \dots 70$ м/ч; зазор между лентами — 16 мм. Металлографические исследования показали, что образцы, наплавленные на указанных режимах, характери-

зуются хорошим формированием наплавленного и минимальным проплавлением основного металла в пределах $7 \dots 9$ % (рис. 6, а, б). При этом граница сплавления наплавленного и основного металла достаточно ровная, что положительно сказывается на прочностных свойствах полученного соединения.

Для определения механических свойств наплавленного металла была проведена многослойная наплавка по указанному выше режиму. Общая толщина наплавленного металла составила ≈ 20 мм, ширина — $62 \dots 65$ мм. Из наплавленной заготовки были вырезаны образцы для проведения механических испытаний. Механические свойства наплавленного металла типа ста-



Рис. 5. Влияние величины зазора между лентами l на формирование наплавленного металла: a — $l = 8$ мм; b — 16. Режим наплавки: $I_n = 1200 \dots 1300$ А; $U_n = 32 \dots 33$ В; $v_n = 14$ м/ч

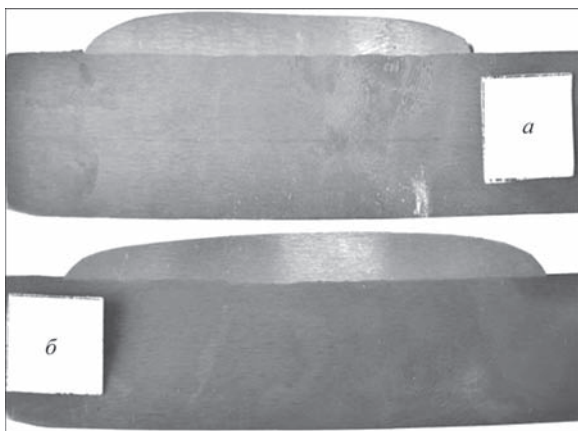


Рис. 6. Макрошлифы поперечного сечения образцов, наплавленных на режимах $U_n = 32 \dots 33$ В; $v_n = 12$ м/ч; $l = 16$ мм: a — $I_n = 1400$ А (ДОМ = 7 %); b — $I_n = 1500$ А (ДОМ = 9 %) ли 309LNb при 20 °С: $\sigma_B = 504 \dots 506$ МПа (≥ 510); $\sigma_T = 286 \dots 297$ МПа (≥ 205); $\delta = 44,0 \dots 49,0$ % (≥ 25); $\psi = 64,0 \dots 69,7$ % (≥ 60) (в скобках приведены данные по механическим свойствам стали 309LNb).

Результаты испытаний показывают, что прочностные характеристики металла, наплавленного лентами ESAB 309LNb ESW, находятся на достаточно высоком уровне и отвечают предъявляемым к ним требованиям. Полученные результаты могут быть использованы при выборе или разработке материалов и технологий антикоррозионной наплавки деталей энергетического и химического оборудования.

Работа выполнена при поддержке программы иностранных консультантов № WQ20124400119, Инновационной исследовательской команды провинции Гуандун (КНР) № 201101C0104901263, а также научно-исследовательских проектов КНР:

№ 2013B050800032 «Исследование и применение высокоэффективного сварочного оборудования для дуговой сварки» и № 201508030023 «Разработка технологии сварки под флюсом».

Список литературы

1. Кравцов Т. Г. (1978) *Электродуговая наплавка электродной лентой*. Москва, Машиностроение.
2. Рябцев И. А. (2005) Высокопроизводительная широкоослойная наплавка электродными проволоками и лентами (Обзор). *Автоматическая сварка*, **6**, 36–41.
3. Иванов В. П., Иващенко В. Ю. (2011) Влияние технологии наплавки и термообработки на структуру и свойства металла, наплавленного ленточным электродом ЛН-02Х-25Н22АГ4М2 на углеродистую сталь. *Там же*, **8**, 9–11.
4. Рябцев И. А., Сенченков И. К., Турык Э. В. (2015) *Наплавка. Материалы, технологии, математическое моделирование*. Гливице, Изд-во Силезского политехнического института, Польша.
5. Фрумин И. И., Каленский В. К., Панчишин Ю. А. и др. (1977) Разработка процесса и исследование некоторых технологических особенностей электрошлаковой наплавки лентами. *Теоретические и технологические основы наплавки. Новые процессы механизированной наплавки*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 83–88.
6. Каленский В. К., Панчишин Ю. А., Шехтери С. Я. и др. (1980) Применение электрошлаковой наплавки спеченными лентами для изготовления двухслойных листовых заготовок. *Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 89–92.
7. Игнатов В. А., Мурзин В. В., Рохлин Э. А. и др. (1980) Исследование процесса электрошлаковой антикоррозионной наплавки двумя ленточными электродами. *Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла*. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона, сс. 101–106.

References

1. Kravtsov, T.G. (1978) *Electric arc surfacing using electrode strip*. Moscow, Mashinostroenie.
2. Ryabtsev, I.A. (2005) High-efficiency wide-layer surfacing using electrode wires and strips (Review). *The Paton Welding J.*, **6**, 31–35.
3. Ivanov, V.P., Ivashchenko, V.Yu. (2011) Influence of hardfacing technology and heat treatment on structure and properties of metal deposited on carbon steel by LN-02Kh25N22AG4M2 strip electrode. *Ibid.*, **8**, 7–9.
4. Ryabtsev, I.A., Senchenkov, I.K., Turyk, E.V. (2015) *Surfacing. Materials, technologies, mathematical modeling*. Gliwice, Silesia Polytechnical Institute.
5. Frumin, I.I., Kalensky, V.K., Panchishin, Yu.A. et al. (1977) Development of process and investigation of some technological specifics of strip electrosag surfacing. In: *Theoretical and technological principles of surfacing. New processes of mechanized surfacing*. Kiev, PWI, 83–88.
6. Kalensky, V.K., Panchishin, Yu.A., Shekhter, S.Ya. et al. (1980) Application of electrosag surfacing using sintered strips for manufacture of two-layer sheet billets. In: *Theoretical and technological principles of surfacing. Properties and tests of deposited metal*. Kiev, PWI, 89–92.
7. Ignatov, V.A., Murzin, V.V., Rokhlin, E.A. et al. (1980) Examination of process of electrosag corrosion-resistant surfacing using two strip electrodes. *Theoretical and technological principles of surfacing. Properties and tests of deposited metal*. Kiev, PWI, 101–106.

І. О. Рябцев¹, А. А. Бабінець¹, В. М. Коржик^{1,2},
О. І. Сітко^{1,3}, Чжан Юйпен²

¹ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua

²Гуандунський інститут зварювання
(Китайсько-український інститут зварювання
ім. Є. О. Патона).

510650, Китай, г. Гуанчжоу, Тяньхе, вул. Чансин Роуд, 363

³ТОВ «Науково-виробничий центр «ПЛАЗЕР»,
м. Київ, Україна

УСТАТКУВАННЯ І ТЕХНОЛОГІЯ АНТИКОРОЗІЙНОГО ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО НАПЛАВЛЕННЯ ДВОМА СТІЧКАМИ

Спільно ІЕЗ ім. Є. О. Патона, КУІЗ ім. Є. О. Патона та ТОВ «НВЦ «ПЛАЗЕР» розроблено обладнання і технологію антикорозійного електрошлакового наплавлення стрічками. Досліджено вплив струму, напруги та швидкості наплавлення, а також величини зазору між стрічками на стабільність електрошлакового процесу, геометричні розміри наплавлених валиків і частку основного металу в наплавленому металі. В експериментах були використані нержавіючі стрічки ESAB 309LNb ESW перетином 0,5×60 мм і флюс ESAB OK 10.10. Визначено область режимів наплавлення двома стрічками, при яких забезпечується висока продуктивність і стійкий електрошлаковий процес з хорошим формуванням наплавленого і мінімальним проплавленням основного металу в межах 7...9 %: $I_s = 1400...1500$ А; $U_s = 32...33$ В; $v_s = 14...17$ м/ч; зазор між стрічками — 16 мм. Механічні властивості металу, наплавленого на цих режимах стрічками ESAB 309LNb ESW під флюсом ESAB OK 10.10, знаходяться на рівні механічних властивостей сталі 309LNb. Отримані результати можуть бути використані при виборі або розробці матеріалів і технологій антикорозійного наплавлення деталей енергетичного та хімічного обладнання. Бібліогр. 7, табл. 1, рис. 6.

Ключові слова: електрошлакове наплавлення стрічками, технологія наплавлення, обладнання для наплавлення, проплавлення, продуктивність наплавлення

I.A. Ryabtsev¹, A.A. Babinets¹, V.N. Korzhik^{1,2},
A.I. Sitko^{1,3}, Zhan Yuipeng²

¹E.O.Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazimir Malevich str., 03680, Kiev-150, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

²Guangdong Welding Institute

(E.O. Paton Chinese-Ukrainian Institute of Welding).

510650, China, Guangzhou City, Tianhe, Changxing Road, 363

³LLC «Scientific and Production Center «PLAZER».

310-A Filatova str., off. 2/10, Kyiv, Ukraine.

E-mail: plazer2010@meta.ua

EQUIPMENT AND TECHNOLOGY OF ANTI-CORROSION ELECTROSLAG SURFACING APPLYING TWO STRIPS

The E.O. Paton Electric Welding Institute together with the E.O. Paton Chinese-Ukrainian Institute of Welding and the SPC «PLAZER» developed the equipment and technology for anti-corrosion electros slag surfacing applying strips. The effect of current, voltage and surfacing speed as well as the gap between the strips on the stability of electros slag process, geometric dimensions of deposited beads and volume of base metal in the deposited one were investigated. In the experiments the stainless strips ESAB 309LNb ESW with the cross-section of 0.5x60 mm and the flux ESAB OK 10.10 were used. The range of modes of surfacing by two-strip was determined, providing a high efficiency and a stable electros slag process with a good formation of deposited metal and a minimal penetration of the base one in the ranges of 7...9%: $I_s = 1400...1500$ A; $U_s = 32...33$ V; $v_s = 14...17$ m/h; the gap between the strips is 16 mm. The mechanical properties of the metal deposited at these modes applying the strips ESAB 309LNb ESW under the flux ESAB OK 10.10 are at the level of mechanical properties of steel 309LNb. The obtained results can be used in selection or development of materials and technologies for anti-corrosion surfacing of parts of power and chemical equipment. 7 Ref., 1 Table, 6 Figures.

Keywords: electros slag surfacing applying strips, surfacing technology, surfacing equipment, penetration, efficiency of surfacing

Поступила в редакцію 25.04.2017

1-я МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО СВАРКЕ И НЕРАЗРУШАЮЩЕМУ КОНТРОЛЮ 2018 1st ICWNDT-2018

22–24 октября 2018 г.

г. Афины, Греция

Адрес: WGI: Trapezountos & Digeni Akrita, Elefsina 192 00, Attikis, Greece.

Phone (+30) 210 3630050, Fax (+30) 2103636917,

Website: www.wgi.gr, E-mail: tzaferis@wgi.gr

СОВРЕМЕННЫЕ ДОСТИЖЕНИЯ В РАДИАЦИОННОМ КОНТРОЛЕ (ОБЗОР)

В. А. ТРОИЦКИЙ¹, С. Р. МИХАЙЛОВ², Р. О. ПАСТОВЕНСКИЙ¹

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского». 03056, г. Киев-56, просп. Победы, 37. E-mail: fel@kpi.ua

Рассмотрен перспективный метод получения цифрового изображения результатов радиационного контроля без промежуточных носителей данных. Проанализированы преимущества флэш-радиографии: высокая производительность; низкая стоимость; возможность многокурсового наблюдения в реальном времени внутренних дефектов сварных соединений; отсутствие промежуточных носителей информации. Выполнено сравнение основных методов получения цифрового изображения. Предложена новая технология радиационного контроля на основе малогабаритных полупроводниковых детекторов, которая получила название X-ray mini технология. Библиогр. 24, рис. 4.

Ключевые слова: неразрушающий контроль, флэш-радиография, цифровое изображение, рентгентелевизионная система, сцинтиллятор, твердотельный детектор, внутренние дефекты сварных соединений, X-ray mini технология

Наиболее распространенным видом неразрушающего контроля (НК) качества сварных соединений, материалов и изделий является радиационный контроль. Радиационные методы НК применимы к изделиям из любых материалов и превосходят полной информацией о дефектах (тип, форма, размеры, место расположения) другие виды НК (акустический, магнитный, вихретоковый и др.) [1].

В последние годы произошли существенные качественные изменения в возможностях радиационного НК, прежде всего благодаря появлению новых многоэлементных полупроводниковых детекторов радиационных изображений, а также интенсивному внедрению цифровых технологий получения, обработки и анализа изображений. При использовании таких детекторов и цифровых технологий ионизирующее излучение, прошедшее через контролируемый объект и несущее информацию о внутренних его дефектах, с помощью электронных средств преобразуется в массив электрических сигналов, которые оцифровываются, обрабатываются и используются для формирования цифрового изображения (ЦИ) контролируемого объекта. ЦИ содержит информацию о внутренней структуре объекта и может наблюдаться непосредственно во время просвечивания, т. е. в реальном времени. Такой метод радиационного контроля, без расходных материалов и без промежуточных носителей информации, с получением ЦИ в реальном времени называется флэш-радиографией [2]. К важным достоинствам флэш-радиографии следует отнести возможность компьютерной обработки и анализа ЦИ, создания электронных архивов ЦИ, их документирования и последующей передачи с использованием компьютерных сетей.

Отличительной особенностью флэш-радиографии является отсутствие промежуточных носителей информации — радиографических пленок, запоминающих пластин с фотостимулируемой памятью. Распространенные сейчас технологии с промежуточными носителями информации требуют для подбора режима неоднократных операций экспонирования, обработки и дорогих технических устройств для считывания и оцифровки информации. Соответственно отсутствие промежуточных носителей информации (пленок, запоминающих пластин) позволяет на порядок повысить производительность и значительно снизить стоимость контроля качества изделий.

Методы получения ЦИ. Изучение внутренних дефектов объекта с помощью портативной рентгентелевизионной техники с цифровой обработкой изображений в ближайшие годы должно принципиально изменить технологию радиационного НК. В последнее время понятие «цифровое изображение» (оптическое и радиационное) находит все более широкое распространение в дефектоскопии. Аппаратно-программные комплексы обработки, оцифровки рентгеновских пленок, формирующие ЦИ, находят все большее распространение [3]. ЦИ получают и с помощью запоминающих пластин, применяемых вместо рентгеновских пленок [4–7]. Приемы и алгоритмы обработки ЦИ для трех вариантов радиационного контроля являются общими (рис. 1–3). Это важное направление в современной радиационной дефектоскопии. Сейчас чаще всего ЦИ получают оцифровкой рентгенограмм. Реже оно получается при обработке скрытого изображения, считываемого



Рис. 1. Традиционная схема радиографического контроля с использованием пленки и оцифровки рентгенограмм: зарядка кассет (1); просвечивание на рентгеновскую пленку (2); процедура обработки пленки (3); сканирование пленки (4); ЦИ (5)

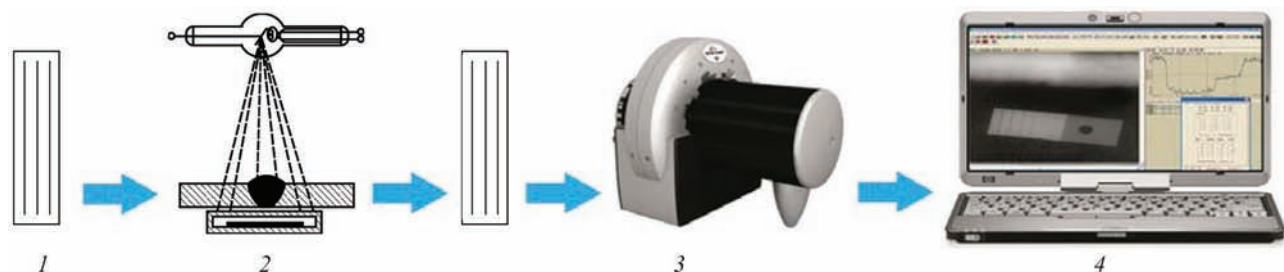


Рис. 2. Схема технологии просвечивания с использованием запоминающей пластины: подготовка кассеты с запоминающей пластиной (1); просвечивание на запоминающую пластину (2); считывание пластин (3); ЦИ (4)

с запоминающих пластин многократного использования. Точно такой результат может быть получен с помощью цифровых детекторов флэш-радиографии без дополнительных расходов, связанных с промежуточными носителями информации [2, 8, 9].

На рис. 1 приведена классическая технологическая схема получения ЦИ за счет оцифровки пленочных рентгенограмм. Эта традиционная технология распространена во всем мире, во всех отраслях промышленности. Она требует подготовки кассеты с пленкой и экранами. После просвечивания следуют процедуры химической обработки, сушки пленки, считывание информации на негатоскопе и оцифровывание результатов с помощью соответствующего компьютерного комплекса. Этой технологией пользуются в основном для компактного архивирования результатов НК в электронном виде и для получения дополнительной информации, которую нельзя получить без оцифровки.

На рис. 2 приведена схема более совершенной технологии получения ЦИ на основе запоминающих пластин (компьютерная радиография). По сравнению с предыдущей схемой получения ЦИ данная технология обеспечивает возможность

многократного использования промежуточного носителя информации (запоминающей пластины). Здесь отсутствует мокрый процесс проявки и прочие обязательные процедуры.

На рис. 3 приведена схема технологии мгновенной (флэш) цифровой радиографии на основе флюороскопических и твердотельных детекторов [10, 11]. Это самый быстрый и самый дешевый способ получения ЦИ в электронном виде, не требующий обрабатывающего и считывающего оборудования и соответствующего вспомогательного времени.

Сравнение качества изображений, получаемых с помощью различных детекторных систем, выполнено в работе [12]. Для технологий без промежуточных носителей информации разработаны методики калибровки и вычитания собственных шумов преобразователей. Таким образом улучшают контрастную чувствительность настолько, что удастся отмечать изменения $1/1000$ радиационной толщины, тогда как для лучших пленок класса C1 по европейскому EN 584-1 и американскому ASTM E 1815 стандартам может быть достигнут лучший контраст $1/100$.

Качество рентгеновского изображения определяется по эталонам чувствительности (ГОСТ 7512–82). Классификация сварных соединений по результатам радиографического контроля осуществляется по ГОСТ 23055–78. Известно, что чем больше плотность почернения, тем больше информации содержит экспонированная пленка. Поэтому для оцифровки плотных пленок, получения более информативных их ЦИ нужен хороший сканер. Распространенные считывающие устройства, недорогие сканеры, не могут обеспечить высокого качества оцифровки рентгеновских снимков, если их относи-

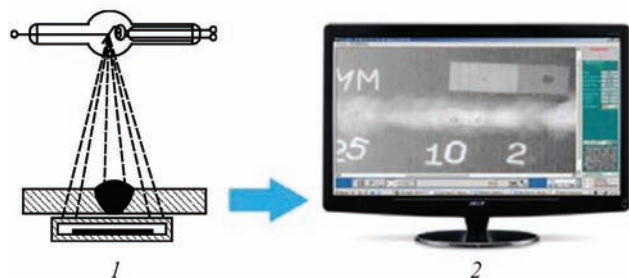


Рис. 3. Схема просвечивания без промежуточных носителей информации: просвечивание на твердотельный детектор (1); ЦИ (2)

тельная плотность почернения выше, чем 3 ед. Все попытки получения удовлетворительных ЦИ от более плотных пленок не увенчались успехом. Поэтому, в пленочном варианте (рис. 1), удовлетворительное ЦИ возможно, если оптическая плотность пленок находится только в диапазоне 1,5...2,5 ед. При таких значениях шумы оцифровщика не вносят непоправимых искажений в ЦИ. Опыт оцифровки пленочных снимков с плотностью порядка 3...3,2 ед. уже показывает неудовлетворительные результаты, трудно воспроизводится тонкая информация. Например, теряются изображения мелких пор диаметром менее 0,2 мм, трещины с малым раскрытием. Таким образом, оцифровка пленок имеет существенные ограничения. Часть дефектов, обнаруживаемых с помощью негатоскопа, не обнаруживается на ЦИ. Это существенный недостаток традиционной пленочной радиографии, практически непреодолимый в реальном производстве.

Беспленочные технологии по схемам рис. 2, 3 не имеют этого недостатка, они отличаются большим динамическим диапазоном, что расширяет возможности НК.

Особый интерес представляют технологии на основе небольших, в несколько квадратных сантиметров, твердотельных цифровых электронных преобразователей. Они не имеют ограничений, связанных с размерами кассет, экранов, запоминающих пластин. Мобильные преобразователи могут свободно перемещаться по поверхности объекта. Такие возможности заложены в диагностику широко применяемых на практике больших таможенных объектов, которые могут быть значительных размеров [13]. Контролировать подобные объекты с помощью промежуточных носителей информации (пленок, запоминающих пластин) практически невозможно. Миниатюрные твердотельные преобразователи могут обогатить конструкции различной формы. Изображения от отдельных небольших преобразователей сшиваются в общее изображение объекта сложной формы.

В США, Японии и других странах ведутся интенсивные работы по совершенствованию твердотельных электронных преобразователей, мобильных рентгентелевизионных дефектоскопов, которые вытесняют ультразвуковую технику благодаря лучшим дефектоскопическим возможностям [14]. Эта тенденция со временем получит распространение и в других странах.

В США, Японии и Европе уже десятки фирм производят твердотельные цифровые преобразователи практически для любых задач радиационного контроля [15–17].

При сравнении возможностей отдельных методов радиационного контроля надо учитывать ди-

намический диапазон. Это толщины объекта, доступные удовлетворительному анализу на одном изображении. Большой динамический диапазон дает существенные преимущества технологиям по схеме рис. 2, 3 в сравнении с пленочной радиографией. Обычно большой динамический диапазон достигается за счет экспозиционной дозы, что в пленочных системах ограничено относительной плотностью почернения 3...4 ед. Далее при больших плотностях пленки делаются нечитаемыми. В случае цифровых детекторных систем (без промежуточных носителей) за счет компьютерных технологий «экспозиция», т. е. накопление информации, не имеет ограничений. При этом отношение сигнал/шум (SNR) растет пропорционально квадрату корню дозы. Это эквивалентно времени экспозиции или количеству усредненных изображений. Так достигается отношение SNR, равное нескольким тысячам, и высокое качество ЦИ. На практике этот процесс ограничивается контрастной чувствительностью 0,1 %, что соответствует SNR порядка 1000.

Цифровая обработка изображений сопровождается протокольными процедурами. Они включают операции оценки пригодности ЦИ, измерения интенсивности серого, оптической плотности и определения чувствительности. Цифровая шкала серого, обычно 16-битная [4], имеет тысячи оттенков, а гистограмма ЦИ должна лежать примерно по центру этой шкалы, чтобы избежать недоэкспонирования или переэкспонирования. Центральное расположение гистограммы дает возможность более качественной цифровой обработки, т. е. позволяет проводить масштабирование градаций серого. Применяется операция калибровки по размеру, которая позволяет измерять дефекты, выполнять другие процедуры, несвойственные традиционной пленочной радиографии и ультразвуковому контролю.

Следует отметить и большие успехи радиационных преобразователей на основе подвижных сканирующих линеек с детекторами, которые находят применение в таможенном контроле [18]. Все попытки применить такие преобразователи для контроля сварных соединений пока не увенчались успехом. Эти системы непрерывно совершенствуются.

В последние годы значительных успехов достигли разработчики флюороскопических преобразователей по системе «сцинтилляционный экран–объектив–ПЗС-матрица» [1, 19, 20]. Успех этих преобразователей лежит в качестве монокристаллических CsI (Tl) и порошковых $Gd_2O_3(Sb)$, $Gd_2O_3(Eu)$ экранов и в совершенстве видеокамер. Важно уметь подобрать оптимальный экран. Для этого сравнивается их квантовая эффективность детектирования ($KЭД$) $\eta_{кв.эф}$. $KЭД$ является одним

из наиболее важных комплексных параметров, определяющих эффективность преобразования энергии в цифровом детекторе. КЭД определяется по формуле [20]:

$$\eta_{\text{кв.эф}} = \frac{\psi_{\text{ВЫХ}}^2}{\psi_{\text{ВХ}}^2}, \quad (1)$$

где $\psi_{\text{ВХ}}$ и $\psi_{\text{ВЫХ}}$ — отношение SNR на входе и выходе системы соответственно.

КЭД даст возможность сделать выводы о целесообразности применения того или иного экрана для конкретной задачи, решаемой рентгенотелевизионной системой (РТВС) типа «сцинтилляционный экран—объектив—ПЗС-матрица». Такие системы имеют ряд преимуществ перед другими: возможность смены сцинтилляционного экрана, что позволяет изменять размер рабочего поля и другие параметры системы; малое время получения изображения; простота конструкции; малые габариты и масса; низкая стоимость.

Проведенные исследования показали, что с ростом значения экспозиционной дозы P_D от нуля вначале происходит постепенное увеличение $\psi_{\text{ВХ}}$ и $\psi_{\text{ВЫХ}}$. Зависимость отношения SNR на входе постепенно увеличивается и при определенном значении мощности экспозиционной дозы достигает максимума, а затем начинает падать.

Максимум соответствует сигналу полного заполнения зарядового пикселя ПЗС-матрицы, далее сигнал ограничивается. Итак, падение значения квантовой эффективности преобразователя определяется, в основном, диапазоном энергий рентгеновского излучения, которое может поглотить экран, и зарядом в пикселе, который может накопиться за один цикл. За счет накопления простыми техническими средствами на таких преобразователях можно достичь чувствительности промышленных рентгеновских пленок.

Рассчитанные зависимости отношения SNR на выходе РТВС от входной мощности экспозиционной дозы рентгеновского излучения позволяют для заданных длительностей накопления изображения в ПЗС-матрице определить оптимальные значения мощности экспозиционной дозы, которые обеспечивают наибольшее отношение SNR и наилучшую выявляемость дефектов. Исследования [20] показали, что квантовая эффективность рентгено-телевизионной системы с экраном $\text{Gd}_2\text{O}_3(\text{Eu})$ выше, чем у системы с экранами $\text{CsI}(\text{Tl})$ и $\text{Gd}_2\text{O}_2\text{S}(\text{Tb})$.

Преобразователи с экраном $\text{CsI}(\text{Tl})$ при мощности экспозиционной дозы более 0,2 мР/с значение квантовой эффективности при увеличении P_D изменяется значительно меньше, чем в РТВС с экранами $\text{Gd}_2\text{O}_2\text{S}(\text{Tb})$ и $\text{Gd}_2\text{O}_3(\text{Eu})$. В преобразователе с экраном $\text{CsI}(\text{Tl})$ диапазон изменения P_D , в

котором наблюдается сравнительное постоянство квантовой эффективности, зависит от длительности накопления. Увеличение длительности накопления в ПЗС-матрице повышает значение квантовой эффективности со всеми экранами. Время накопления несоизмеримо меньше вспомогательного времени, которое необходимо для радиационного контроля с промежуточными носителями информации. Поэтому, флэш-радиография на основе флюороскопических преобразователей не менее перспективна, чем преобразователи на основе дорогих твердотельных детекторов прямого преобразования.

X-ray mini технология радиационного контроля. В современных рентгенотелевизионных системах возможно применение недорогих малогабаритных твердотельных детекторов. Новая технология на основе таких малогабаритных детекторов получила название X-ray mini [21, 22]. В отличие от традиционной пленочной радиографии или компьютерной радиографии, где в качестве детекторов применяют дорогие пленки или запоминающие пластины, X-ray mini технология позволяет значительно снизить стоимость и повысить оперативность контроля, а также обеспечивает практически мгновенный его результат. Важной особенностью X-ray mini технологии является миниатюрность рентгеновского детектора, что позволяет проводить оперативный рентгеновский контроль труднодоступных узлов эксплуатируемых самолетов, турбин, реакторов и т. п.

Например, детектор типа S10811-11 фирмы Hamamatsu Photonics (Япония) с размером рабочего поля 34×24 мм, толщиной 6 мм, размером пикселя 20 мкм и количеством пикселей 1700×1200 обеспечивает чувствительность контроля и разрешающую способность до 20 пар лин./мм. В ИЭС им. Е. О. Патона такая X-ray mini технология используется для контроля сварных соединений различных изделий, состояния сотовых панелей летательных аппаратов, структуры композитов, исследования замкнутых пространств, где невозможно разместить традиционные пленки или запоминающие пластины.

При реализации технологии X-ray mini используется детектор рентгеновского изображения, площадь которого более чем на два порядка меньше, чем площадь традиционных кассет с пленкой, запоминающих пластин или твердотельных детекторов стандартных размеров. Благодаря небольшим размерам такой миниатюрный твердотельный детектор может быть размещен в любом труднодоступном или стесненном пространстве, а также перемещаться по криволинейной поверхности контролируемого объекта. Такое сканирование позволяет исследовать обнаруженные дефекты и

неоднородности контролируемого объекта в разных ракурсах. В реальном времени информация о внутренней структуре исследуемого участка контролируемого объекта поступает на экран монитора. Основное отличие данной технологии X-ray mini от известной цифровой радиографии на основе твердотельных детекторов состоит в том, что стоимость такого миниатюрного детектора в десятки раз меньше, чем стоимость детектора стандартных размеров [23, 24].

Интересные решения на основе X-ray mini технологии получены в строительстве, при контроле качества сварки или механических соединений отдельных частей несущей арматуры (рис. 4).

Строительство высотных зданий и других ответственных сооружений связано со стыковой сваркой большого количества арматуры. Наиболее нагруженные стыковые соединения должны контролироваться физическими методами. Чаще всего, до последнего времени, это выполнялось с помощью средств ультразвукового контроля (УЗК). Метод УЗК эффективен только в тех случаях, когда стыковое соединение зачищено, хорошо обработано. Для этих целей применяют соответствующие клещи, контактный гель, прижимающие ультразвуковые преобразователи к соединяемым арматурным частям. Однако в последнее время, с распространением механических соединений арматуры с помощью обжимных трубок, применение УЗК прекратилось из-за его неэффективности. Ультразвуковое излучение не может исследовать зазоры, которые естественны для механических соединений обжатием (рис. 4). Поэтому в настоящее время такие контактные соединения несущих арматурных стержней контролируют с помощью X-ray mini технологии.

Применение пленочной рентгенографии в условиях строительной площадки нецелесообразно, поскольку требует специальных помещений для химической и прочих видов обработки пленки, негатоскопов для анализа результатов контроля. Портативные рентгентелевизионные детекторы, которые перед контролем крепятся на контролируемом соединении, существенно ускоряют процесс оценки качества соединений арматуры. При этом обнаруживаются неплотности прилегания из-за некачественного обжатия, плохая стыковка стержней.

Рентгентелевизионный контроль, в отличие от радиографического, обеспечивает мгновенный результат, не требует расходных материалов и специальных процедур обработки радиографической пленки.

На рис. 4 показана схема рентгентелевизионного контроля с помощью твердотельного детектора. Здесь, как и в радиографическом исследова-

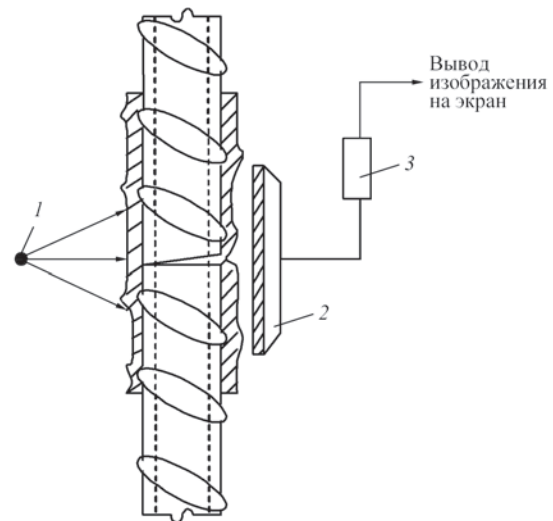


Рис. 4. Схема рентгентелевизионного контроля: 1 — излучатель; 2 — твердотельный детектор; 3 — электронный преобразователь (описание 1–3 см. в тексте)

нии, излучатель 1 (радиоизотопный источник или рентгеновский аппарат) располагается напротив контролируемого соединения, с противоположной стороны которого находится твердотельный детектор 2. Изображение с твердотельного детектора через электронный преобразователь 3 выводится на экран монитора. В качестве монитора может быть использован смартфон или планшет, имеющий USB интерфейс. Таким образом, оперативно контролируется качество обжатия соединительной трубки (наличие стыкового зазора, уменьшения сечения арматуры и т. п.).

Выводы

1. Серьезными недостатками традиционной пленочной радиографии являются низкая производительность и высокая стоимость контроля, а также необходимость в негатоскопах с мощными источниками света. При относительной плотности почернения более 4 единиц экспонированные снимки не поддаются расшифровке, а их оцифровка становится невозможной. Этому недостатка лишены современные технологии на основе миниатюрных твердотельных детекторов.

2. Электронная цифровая информация о результатах контроля содержит наглядные изображения внутренней структуры объектов, расширяет возможности дефектоскопии, повышает производительность и снижает стоимость радиационного контроля качества сварных соединений.

3. При X-ray mini технологии появилась возможность исследования внутренних дефектов объектов в разных ракурсах, что практически недоступно другим методам контроля. Твердотельные преобразователи могут располагаться и перемещаться в зонах, где размещение кассет с пленками или запоминающими пластинами прак-

тически невозможно. Такая технология реализуется на серийном оборудовании и позволяет более чем на порядок снизить стоимость контроля по сравнению с радиографией на основе плоскопанельных детекторов стандартных размеров.

4. Сканирование сложной поверхности миниатюрными детекторами и сшивание изображений отдельных экспозиций с помощью компьютерных программ позволяет контролировать протяженные объекты в разных ракурсах. Для выполнения сканирования конкретных объектов миниатюрными детекторами разрабатывается соответствующее вспомогательное оборудование.

Список литературы

1. Троицкий В. А., Михайлов С. Р., Пастовенский Р. А., Шило Д. С. (2015) Современные системы радиационного неразрушающего контроля. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 1, 23–35.
2. Троицкий В. А. (2013) Флэш-радиография. *Территория NDT*, 4, 44–49.
3. Грудский А. Я., Величко В. Я. (2011) Оцифровка радиографических снимков – это не очень просто. *В мире неразрушающего контроля*, 4, 74–76.
4. Цветкова Н. К., Новицкая К. А., Кологов А. В., Смирнов В. Г. (2014) Особенности применения комплексов цифровой радиографии при неразрушающем контроле корпусного производства. *Технология машиностроения*, 7, 47–50.
5. Степанов А. В., Ложкова Д. С., Косарина Е. С. (2010) Компьютерная радиография: результаты практических исследований возможности замены пленочных технологий. Москва, ВИАМ.
6. Соснин В. В. (2008) Книга 1: Визуальный и измерительный контроль. Книга 2: Радиационный контроль. Ключев Ф. Р. (ред.) *Неразрушающий контроль*. Справочник в 8 т., т. 1, изд. 2-е. Москва, Машиностроение.
7. Варламов А. Н. (2014) Опыт эксплуатации комплекса цифровой радиографии в полевых условиях. *В мире неразрушающего контроля*, 3, 25–28.
8. Troitskiy V. (2016) Quick Industrial X-ray Testing without Intermediate Data Carriers of Information. *The NDT Technician*, 4, 15.
9. Zscherpel U., Ewert U., Bavendiek K. (2007) Possibilities and Limits of Digital Industrial Radiology: The new high contrast sensitivity technique – Examples and system theoretical analysis. *DIR 2007 – International Symposium on Digital industrial Radiology and Computed Tomography*, June 25–27, Lyon, France.
10. Ferreira de Olivera D. (2016) Relationship between Image Plates Physical Structure and Quality of Digital Radiographic Images in Weld Inspections. *19th World Conference on Non-Destructive Testing*, 13–17 June, Munich, Germany.
11. Iovea M. Fast X-ray Digital Radiography Equipment for In-line Production Control. *19th World Conference on Non-Destructive Testing*, 13–17 June, 2016, Munich, Germany.
12. Майоров А. А. (2009) Цифровые технологии в радиационном контроле. *В мире неразрушающего контроля*, 3, 5–12.
13. Kokkoori S., Wrobel N., Hohendorf S. et al. (2015) Mobile High-energy X-ray Radiography for NDT of Cargo Containers. *Materials Evaluation*, 73, 2, 175–185.
14. Троицкий В. А. (2015) Новые возможности радиационного контроля качества сварных соединений. *Автоматическая сварка*, 7, 56–60.
15. Liang L. (2016) The Relationship Study between Penetration Thickness Ratio and the an Imaging Length in Digital Radiography. *19th World Conference on Non-Destructive Testing*, 13–17 June, Munich, Germany.
16. Vieyra M. (2016) Development of a Tangential Neutron Radiography System for Monitoring the Fatigue Cracks in Hydrogen Fuel Tanks. *19th World Conference on Non-Destructive Testing*, 13–17 June, Munich, Germany.
17. Duerr NDT GmbH and Co. KG, <http://duerr-ndt.de/ru/product>.
18. Яценко С. Я., Кокоровец Ю. Я., Лозенко А. П. и др. (2015) Рентгентелевизионные системы «Полискан». *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 1, 60–62.
19. Майоров А. А. (2007) Рентгеновское телевидение в промышленном НК. *В мире неразрушающего контроля*, 1(35), 4–9.
20. Шило Д. С., Михайлов С. Р., Писаренко Л. Д. (2016) Квантовая эффективность детектирования цифровых рентгентелевизионных систем на основе скintилляционных экранов и ПЗС-матриц. *Неразрушающий контроль и диагностика*, 4, 25–37.
21. Троицкий В. А., Михайлов С. Р., Пастовенский Р. О. (2017) X-ray mini технология на основе твердотельных детекторов. *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*, 1, 25–29.
22. Троицкий В. А., Михайлов С. Р., Бухенский В. Н. и др. (2014) Флэш-радиография объектов АЭС на основе плоскопанельных детекторов. *НК-информ*, 3(63), 6–14.
23. Троицкий В. О., Карманов М. М., Михайлов С. Р., Пастовенский Р. О. (2016) Пристрій для рентгенотелевізійного контролю, Україна. Пат. на корисну модель 111974.
24. Троицкий В. О. (2017) Спосіб рентгенотелевізійного контролю зварних з'єднань, Україна. Пат. на корисну модель 113257.

Reference

1. Troitsky, V.A., Mikhailov, S.R., Pastovensky, R.A. et al. (2015) Modern systems of radiation nondestructive testing. *Tekhn. Diagnostika i Nerazrush. Kontrol*, 1, 23–35.
2. Troitsky, V.A. (2013) Flash-radiography. *Territoriya NDT*, 4, 44–49.
3. Grudsky, A.Ya., Velichko, V.Ya. (2011) Digitizing of radiographs it is not so simple. *V Mire Nerazrush. Kontrolya*, 4, 74–76.
4. Tsvetkova, N.K., Novitskaya, K.A., Kologov, A.V. et al. (2014) Peculiarities of application of digital radiography complexes in nondestructive testing of bodies production. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, 7, 47–50.
5. Stepanov, A.V., Lozhkova, D.S., Kosarina, E.S. (2010) Computer radiography: Results of practical examinations for potential replacement of film technologies. Moscow, VIAM.
6. Sosnin, V.V. (2008) Book 1: Visual and measuring control. Book 2: Radiation control. Klyuev F.R. (ed.). In: *Nondestructive testing: Refer. book*, Vol. 1. Moscow, Mashinostroenie.
7. Varlamov, A.N. (2014) Experience of operation of digital radiography complex in field conditions. *V Mire Nerazrush. Kontrolya*, 3, 25–28.
8. Troitskiy, V. (2016) Quick industrial X-ray testing without intermediate data carriers of information. *The NDT Technician*, 4, 15.
9. Zscherpel, U., Ewert, U., Bavendiek, K. (2007) Possibilities and limits of digital industrial radiology: The new high contrast sensitivity technique – Examples and system theoretical analysis. In: *Proc. of Int. Symp. on Digital Industrial Radiology and Computed Tomography – DIR 2007*, June 25–27, Lyon, France.
10. Ferreira de Olivera, D. (2016) Relationship between image plates physical structure and quality of digital radiographic images in weld inspections. In: *Proc. of 19th World Conf. on Non-Destructive Testing*, 13–17 June, Munich, Germany.
11. Iovea, M. (2016) Fast X-ray digital radiography equipment for in-line production control. In: *Proc. of 19th World Conf. on Non-Destructive Testing*, 13–17 June, Munich, Germany.
12. Majorov, A.A. (2009) Digital technologies in radiation control. *V Mire Nerazrush. Kontrolya*, 3, 5–12.
13. Kokkoori, S., Wrobel, N., Hohendorf, S. et al. (2015) Mobile high-energy X-ray radiography for NDT of cargo containers. *Materials Evaluation*, 73(2), 175–185.

14. Troitsky, V.A. (2015) New possibilities of radiation control of quality of welded joints. *The Paton Welding J.*, 7, 51-55.
15. Liang, L. (2016) The relationship study between penetration thickness ratio and an imaging length in digital radiography. In: *Proc. of 19th World Conf. on Non-Destructive Testing*, 13-17 June, Munich, Germany.
16. Vieyra, M. (2016) Development of a tangential neutron radiography system for monitoring the fatigue cracks in hydrogen fuel tanks. In: *Proc. of 19th World Conf. on Non-Destructive Testing*, 13-17 June, Munich, Germany.
17. Duerr NDT GmbH and Co. KG, <http://duerr-ndt.de/ru/product>.
18. Yatsenko, S.Ya., Kokorovets, Yu.Ya., Lozenko, A.P. et al. (2015) X-ray television systems Polyscan. *Tekhnich. Diagnostika i Nerazrush. Kontrol*, 1, 60-62.
19. Majorov, A.A. (2007) X-ray television in industrial NDT. *V Mire Nerazrush. Kontrolya*, 1(35), 4-9.
20. Shilo, D.S., Mikhajlov, S.R., Pisarenko, L.D. (2016) Quantum efficiency of detection of digital X-ray television systems on the base of scintillation screens and CCD matrices. *Nerazrush. Kontrol i Diagnostika*, 4, 25-37.
21. Troitsky, V.A., Mikhajlov, S.R., Pastovensky, R.O. (2017) X-ray minitechnology based on solid-state detector. *Tekhnich. Diagnostika i Nerazrush. Kontrol*, 1, 25-29.
22. Troitsky, V.A., Mikhajlov, S.R., Bukhensky, V.N. et al. (2014) Flash-radiography of NPP objects on the base of flat panel detectors. *NK-Inform*, 3(63), 6-14.
23. Troitsky, V.O., Karmanov, M.M., Mykhajlov, S.R. et al. (2016) *Device for X-ray television control*. Utility model pat. 111974, Ukraine.
24. Troitsky, V.O. (2017) *Method of X-ray television control of welded joints*. Utility model pat. 113257, Ukraine.

В. О. Троїцький¹, С. Р. Михайлов², Р. О. Пастовенський¹

¹ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України.
03680, м. Київ-150, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: office@paton.kiev.ua
²НТУУ «КПІ ім. Ігоря Сікорського».
03056, м. Київ-56, просп. Перемоги, 37.
E-mail: fel@kpi.ua

СУЧАСНІ ДОСЯГНЕННЯ В РАДІАЦІЙНОМУ
КОНТРОЛІ (Огляд)

Розглянуто перспективний метод отримання цифрового зображення результатів радіаційного контролю без проміжних носіїв даних. Проаналізовано такі переваги флеш-радіографії: висока продуктивність; низька вартість; можливість спостереження з багатьох ракурсів в реальному часі внутрішніх дефектів зварних з'єднань; відсутність проміжних носіїв інформації. Виконано порівняння основних методів отримання цифрових зображень. Запропоновано нову технологію радіаційного контролю на основі малогабаритних напівпровідникових детекторів, яка отримала назву X-ray mini технологія. Бібліогр. 24, рис. 4.

Ключові слова: неруйнівний контроль, флеш-радіографія, цифрове зображення, рентгенотелевізійна система, сцинтилятор, твердотільний детектор, внутрішні дефекти зварних з'єднань, X-ray mini технологія

V. A. Troitskiy, S. R. Mikhailov and R. O. Pastovenskiy

¹E. O. Paton Electric Welding Institute of the NASU.
11 Kazimir Malevich str., Kiev-150, 03680.
E-mail: office@paton.kiev.ua
²NTUU «Igor Sikorsky Kiev Polytechnic Institute».
37 Pobedy Ave., Kiev-56, 03056.
E-mail: fel@kpi.ua

CURRENT ACHIEVEMENTS IN RADIATION TESTING
(Review)

A paper studies a prospective method for obtaining a digital image on results of radiation testing without intermediate data carriers. Advantages of flash-radiography were analyzed, namely high efficiency, low cost, possibility of on-line multiangle monitoring of welded joint internal defects; absence of intermediate data carriers. New radiation testing technology based on small size semi-conductor detectors, named X-ray mini technology, was proposed. 24 Ref., 4 Figures.

Keywords: non-destructive testing, flash-radiography, digital image, X-ray TV system, scintillator, solid-state detector, internal defects of welded joints, X-ray mini technology

Поступила в редакцию 04.04.2017

Международная выставка Weldex/Россварка 2017

10–13 октября 2017 г.

г. Москва, КВЦ «Сокольники»

Тематика выставки:

- 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

Подписка на журнал «Автоматическая сварка»
www.patonpublishinghouse.com/rus/journals/as
Подписной индекс 70031

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
720 грн.	1440 грн.	5400 руб.	10800 руб.	90 дол. США	180 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств: Каталог видань України, «Прессцентр», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина); каталог «Газеты. Журналы» агентства «Роспечать», Объединенный каталог «Пресса России» (Россия); каталог АО «Казпочта» Издания Украины (Казахстан); каталог зарубежных изданий «Белпочта» (Беларусь).



Подписка на журнал «The Paton Welding Journal»
www.patonpublishinghouse.com/eng/journals/tpwj
Подписной индекс 21971

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
750 грн.	1500 грн.	5400 руб.	10800 руб.	174 дол. США	348 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Журнал «Автоматическая сварка» в полном объеме переиздается на английском языке под названием «The Paton Welding Journal» и распространяется по редакционной подписке (тел./факс: 38044 200-82-77, 200-54-84, E-mail: journal@paton.kiev.ua).



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

В 2017 г. в открытом доступе выпуски журналов с 2009 по 2015 гг. в формате *.pdf.

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

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках 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 05.07.2017. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,14. Усл.-отт. 9,99. Уч.-изд. л. 10,44 + 4 цв. вклейки.
Печать ООО «ДИА».
03022, г. Киев-22, ул. Васильковская, 45.

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «РОБОТИЗАЦИЯ И АВТОМАТИЗАЦИЯ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ»

13–14 июня 2017 г. в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась уже традиционная ежегодная летняя Международная сварочная конференция. В этом году ее тема была посвящена роботизации и автоматизации сварочных процессов. Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона, Международная Ассоциация «Сварка». В работе конференции приняли участие свыше 120 специалистов из Украины, Китая и Польши.

Среди участников — ученые и специалисты из ИЭС им. Е. О. Патона, ООО «Фрониус Украина», ООО «Фанук Украина», ООО «Бинцель Украина», Польского института сварки в Гливицах, АО «Мотор Сич», НТУУ «КПИ им. Игоря Сикорского», Гуандунского института сварки (КНР), компании «Вэйхань наука и технология» (КНР) и другие (всего более 40 компаний).

Открыл конференцию зам. директора ИЭС им. Е. О. Патона академик НАН Украины Л. М. Лобанов. После приветствия в адрес участников конференции он в кратком обзоре осветил основные направления тематики докладов.

На конференции было заслушано около 30 докладов в пленарном режиме. Условно по тематике их можно отнести к следующим направлениям:

- тенденции в развитии и применении робототехники;
- пример эффективных решений в автоматизации сварочных процессов;
- средства геометрической адаптации и мониторинг при дуговой роботизированной сварке;
- практический опыт внедрения роботизированных комплексов.

Многие доклады вызвали живой интерес у участников конференции и сопровождались вопросами к докладчикам.

За день до проведения собственно конференции, 13 июня, ее участники (по желанию), смогли посетить компанию ООО «Фрониус Украина» (с. Княжичи, Броварской р-н Киевской области). Группа в количестве около 40 человек была разделена пополам и представители ООО «Фрониус Украина» В. Бондаренко и В. Слюта провели для них ознакомительные экскурсии по территории компании.

Была представлена *лаборатория автоматизации и роботизации*. Она оснащена сварочными системами для механизированной и автоматической сварки одной и двумя дугами, системами



для орбитальной сварки трубы с трубой и трубы с трубной доской, системой для сварки в различных пространственных положениях, автоматическими системами с магнитным удержанием в нижнем и вертикальном положениях, системой для наплавки на цилиндрические тела. Там же был продемонстрирован процесс МАГ наплавки, процесс СМТ с пульсацией дуги. Участники ознакомились также с лабораторной установкой для



Во время посещения демонстрационного зала ИЭС им. Е. О. Патона группой корреспондентов китайского ИА «Синьхуа». Демонстрация системы технического зрения



Участники конференции перед прогулкой по Днепру



двухдуговой сварки продольных швов большой протяженности.

С 2006 г. в ООО «Фрониус Украина» действует *техническая служба*, которая определяет совместно с заказчиком конфигурацию заказа, обеспечивает обучение технологов-операторов, консультирует и оказывает техническую поддержку. Все это обеспечивает «правильную работу». Техническая служба оснащена специальным оборудованным классом для занятий.

В заключение посетители прослушали презентацию на тему «Примеры эффективных решений автоматизации сварочных (наплавочных) процессов, включающей: сварку продольных швов FLW, процесс сварки TIME (2 дуги) консольных колонн, СМТ наплавку горно-шахтного оборудования (однослойная наплавка с долей участия основного металла в наплавленном ≤ 6 мас. %), на-

плавку внутренних поверхностей труб длиной 6 и 9 м, наплавку СМТ опорных подшипников, работу систем орбитальной сварки открытого и закрытого типа.

Ознакомление с разработками компании «Фрониус» вызвало живой интерес у посетителей.

Во время конференции ее участники могли посетить демонстрационный зал ИЭС им. Е. О. Патона, в котором был представлен сварочный робототехнический комплекс на базе робота Фанук и сварочных систем Фрониус. Комплекс оснащен системой технического зрения, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона коллективом под руководством канд. техн. наук Е. В. Шаповалова. В сварочном робототехническом комплексе использовалась проволока «ХОРДА» из упаковки «Діжка Пак», любезно предоставленной компанией «Витаполис» (г. Боярка, Киевская обл.).

Труды конференции опубликованы в журнале «Автоматическая сварка», № 5-6, 2017 г. и на английском языке в журнале «The Paton Welding Journal», № 5-6, 2017 г.

Конференция проходила в творческой, дружеской атмосфере и традиционно закончилась вечерней прогулкой на теплоходе «Каштан-5» по Днепру, во время которой участники конференции могли полюбоваться прибрежными ландшафтами с церквями, мостами через Днепр, а также обсудить в неформальной обстановке перспективы сотрудничества и направления работ в области роботизации сварочных процессов.

А. Зельниченко, канд. физ.-мат. наук
В. Липодаев, д-р техн. наук

ВСТРЕЧА В ИЭС С РУКОВОДСТВОМ УКРАИНСКО-АРАБСКОГО ДЕЛОВОГО СОВЕТА

10 июля в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялись переговоры руководства Украинско-Арабского Делового Совета (УАДС) с руководством и ведущими специалистами ИЭС. В состав делегации УАДС входили: шейх Имад Абу Алруб — президент УАДС; Абдула Аль-Двейк — представитель Катара; О. Березюк — вице-президент УАДС; М. Олиференко — канд. техн. наук, председатель экспертного совета УАДС; М. Стриха — д-р техн. наук, зам. министра МОН Украины; Б. Базилевский — Чрезвычайный и Полномочный Посол Украины; В. Комарнитский — канд. ф.-м. наук, председатель экспертного совета УАДС; С. Окснер — помощник-консультант президента УАДС; Р. Нечай — представитель МИД Украины, В. Фриндак — переводчик.

Зам. директора ИЭС им. Е. О. Патона, академик И. В. Кривцун от имени директора Института академика Б. Е. Патона, ученых и специалистов ИЭС высказал приветствие руководству УАДС, желание ознакомить гостей с тематикой работ Института в рамках первой ознакомительной встречи. Он отметил, что учеными Института подготовлены презентации, которые могут представить интерес для специалистов из арабских стран и, в то же время, позволят получить информацию о деятельности ИЭС.

Далее И. В. Кривцун рассказал об истории создания Института (1934 г.), пути его развития, направлениях деятельности, приоритетах на различ-

ных этапах работы. Было подчеркнуто, что большая часть разработок Института получила практическое применение в народном хозяйстве. Многие из них были проданы по лицензионным соглашениям в различные страны. Диапазон направлений исследований весьма широк — от создания технологий сварки под водой до разработки технологий соединения в космосе, от создания новых функциональных материалов до разработки технологии соединения живых тканей в медицине. Институт постоянно поддерживает активное сотрудничество с зарубежными компаниями и специалистами.

В ответном слове от арабской стороны высказался шейх Имад Абу Алруб. Он поблагодарил украинскую сторону, руководство и специалистов ИЭС, принимающих участие во встрече, за предоставленную возможность ознакомиться с деятельностью широко известного в мире материаловедческого центра, которым является ИЭС им. Е. О. Патона. Он высказал стремление ряда арабских стран к установлению взаимовыгодных деловых контактов с украинскими учеными. По его мнению, наука — это та сфера сотрудничества, которая может развиваться на долгосрочной основе. Созданный Совет (УАДС) позволит концентрировать научно-техническую информацию, получаемую от специалистов из Украины, доносить ее через послов арабских стран до соответствующих



В демонстрационном зале ИЭС

структур в этих странах. Это позволит значительно ускорить организацию сотрудничества.

Выступили также М. Стриха, О. Березюк, Б. Базилевский, В. Комарнитский, М. Олиференко. Были отмечены такие особенности. Сегодня страны арабского мира мало информированы об Украине. Они заинтересованы в эффективном использовании имеющихся у них средств. Их задача как можно полнее ознакомиться с достижениями Украины, аккумулировать сведения об успехах в науке, экономике, частном секторе. Они заинтересованы привлечь в экспертный совет УАДС специалистов из Украины, в частности, из ИЭС. Сегодня налаживаются связи также с Харьковским ГТУ, Ивано-Франковским университетом и другими организациями.

После изучения предложений от Украины намечено создать рабочие группы по каждому направлению. Главное в работе — получение практического результата.

Было отмечено, что сегодня в Украине организовывается арабский банк. Это позволит обеспечить своевременное финансирование работ, повысить доверие сторон и ускорить выполнение программ.

И. В. Кривцун поблагодарил представителей УАДС за представленную информацию, подтвердил как важную составляющую сотрудничества — достижение конкретных результатов. От отметил, что представляемые сегодня презентации — лишь небольшая часть в обширной тематике работ Института. Впереди у нас новые встречи, участие в совместных семинарах и конференциях, нахождение новых тем для сотрудничества.

ИЭС издает три научно-технических и производственных журнала — ежемесячный «Автоматическая сварка» (тематика: сварка и родственные технологии); ежеквартальные «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Современная электрометаллургия». Знакомство с ними позволит оперативно получать информацию о новейших достижениях украинских ученых в области сварки, металлургии, неразрушающего контроля и родственных технологий.

И. В. Кривцун представил темы презентаций и докладчиков. Среди них:

- сварка и обработка мягких живых тканей (Г. Мариинский, д-р техн. наук, зав. отделом);
- инновационные высокоэффективные способы и технологии контактной сварки труб различного



Выступление шейха Имад Абу Алруба (второй справа) во время обсуждения перспектив сотрудничества

назначения и рельсов (И. Зяхор, канд. техн. наук, зам. зав. отделом);

- автоматизированные способы сварки металлических конструкций под водой (Ю. Максимов, д-р техн. наук, зав. отделом);

- способы и технологии сварки линий подвода технологической электроэнергии к электролизерам на предприятиях по производству первичного алюминия (В. Кузьменко, вед. инж.);

- техническая диагностика и мониторинг состояния сварных конструкций ответственного назначения (А. Недосека, д-р техн. наук, зав. отделом);

- сварка полимерных труб (М. Юрженко, канд. ф.-м. наук, зав. отделом);

- подготовка высококвалифицированных рабочих-сварщиков в соответствии с требованиями европейских и международных стандартов (П. Проценко, директор Международного учебно-аттестационного центра).

Темы презентаций вызвали живой интерес к докладчикам. Специалисты УАДС высказали пожелания передать им в электронном виде краткие резюме по каждой представленной теме.

Затем И. В. Кривцун пригласил участников встречи в демонстрационный зал ИЭС. Там была проведена презентация на тему «Работы в космосе», где посетители ознакомились с экспонатами, ранее используемыми в космосе: оборудование «Вулкан», инструмент для ручной электронно-лучевой сварки «УРИ», инструмент «Универсал», установка «Испаритель», а также экспонаты, отражающие работы Института по созданию разворачивающихся ферменных конструкций в космосе.

Участники встречи высказали слова благодарности за насыщенную и конструктивную программу и намерение активно продвигать украинско-арабское сотрудничество.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук