



## РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор

Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона

С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),

В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,

А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,

И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,

Л. М. Лобанов,

В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,

К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», Киев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев,

М. М. Студент, ФМИ, Львов

Зарубежные ученые

Н. П. Алешин

МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ

Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай

А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград

Ун-т Ариэля, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

Г. А. Туричин

С.-Петербургский гос. политехн. ун-т, РФ

Редакторы

Т. В. Юштина (отв. секр.), Н. А. Притула

Электронная верстка

И. Р. Наумова, А. И. Сулима, Д. И. Середа

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

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 НАН Украины,

МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной

регистрации KB 4788 от 09.01.2001

ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных

Министерством образования и науки

Украины изданий для публикации трудов

соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов  
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

## СОДЕРЖАНИЕ

## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Головки В. В., Маркашова Л. И., Кушнарера О. С., Жуков В. В.  
Упрочняющие фазы, структура и свойства модифициро-  
ванных швов низколегированных сталей ..... 3
- Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Миходуй О. Л., Черкашин А. В.,  
Заруцкий А. В., Кондратенко И. П. Применение электроди-  
намической обработки с амплитудно-частотным регулирова-  
нием импульсов тока для продления ресурса авиационных  
конструкций из легких сплавов ..... 9
- Писарев А. А., Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Товмачен-  
ко В. Н. Возможность снижения роста интерметаллидной  
прослойки при пайке стали припоями медь-фосфор ..... 18
- Сом А. И. Сплав на основе железа для плазменно-порошковой  
наплавки шнеков экструдеров и термопластавтоматов ..... 22

## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Лещенко Г. И. Технологические возможности вибрационной  
обработки сварных конструкций (Обзор) ..... 28
- Фидлер М., Плоцнер А., Рутцингер Б., Шерляйтнер В.  
Управление механическими свойствами высокопрочных сталей  
за счет оптимизации процессов сварки ..... 35
- Лоза А. В., Чигарев В. В., Серенко А. Н. Моделирование  
и расчет сварных ребер жесткости при изготовлении крупно-  
габаритных изделий металлургического производства ..... 41
- Шоповалов Е. В., Долинченко В. В., Коляда В. А., Скуба Т. Г.,  
Клишар Ф. С. Применение роботизированной и механизиро-  
ванной сварки в условиях возмущающих факторов ..... 46
- Писарев В. А., Жизняков С. Н. Влияние кислорода на процесс  
образования вызываемых азотом пор при дуговой сварке  
плавящимся электродом ..... 52

## КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Рецензия ..... 56

## ХРОНИКА

- XXI сессия Научного совета по новым материалам  
при Комитете по естественным наукам Международной  
ассоциации академий наук ..... 57
- X Всеукраїнський фестиваль науки ..... 60
- Международная конференция «Дуговая сварка. Материалы  
и качество» ..... 63
- 10-я Центрально-европейская конференция по изучению  
нейтронных технологий ..... 66

## EDITORIAL BOARD

## Editor-in-Chief

B. E. Paton

## Scientists of PWI, Kyiv

S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),

V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,

A. T. Zelnichenko, V. V. Knysh,

I. V. Krivtsun, Yu. N. Lankin,

L. M. Lobanov,

V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,

K. A. Yushchenko

## Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov,

V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Kyiv,

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv,

M. M. Student, Karpenko PhMI, Lviv

## Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB «Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

Ariel University, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisinger

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

## Editors

T. V. Yushina (exec. secr.), N. A. Pritula

Electron galley

I. R. Naumova, A. I. Sulima, D. I. Sereda

## Address of Editorial Board:

11, Kazimira Malevicha str., 03680, Kyiv,  
Ukraine

Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77

Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

## Founders

National Academy of Sciences of Ukraine,  
Paton Welding Institute of the NAS of Ukraine,  
IA «Welding» (Publisher)

## State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

All rights reserved. This publication and  
each of the articles contained here in are  
protected by copyright.Permission to reproduce material  
contained in this journal must be obtained  
in writing from the Publisher

Published monthly

Journal «Automaticheskaya Svarka»

is published in English under the title

«The Paton Welding Journal»

Concerning publication of articles,  
subscription and advertising, please,  
contact the editorial board.

## CONTENTS

## SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Golovko V. V., Markashova L. I., Kushnaryova O. S., Zhukov V. V.* Reinforcing phases, structure and properties of modified welds of low-alloyed steels ..... 3
- Lobanov L. M., Pashchin N. A., Mikhoduy O. L., Cherka-shin A. V., Zarutsky A. V., Kondratenko I. P.* Application of electrodynamic treatment with amplitude and frequency regulation of current pulses for extending the life of aircraft structures of light alloys ..... 9
- Pisarev A. A., Khorunov V. F., Maksimova S. V., Tovma-chenko V. N.* Possibility of reduction in growth of inter-metallic interlayer during brazing of steel using brazing alloys copper-phosphorus ..... 18
- Som A. I.* Alloy based on iron for plasma-powder surfacing of screws for extruders and injection molding machines ..... 22

## INDUSTRIAL

- Lashchenko G. I.* Technological capabilities of vibration treatment of welded structures (Review) ..... 28
- Fidler M., Plozner A., Rutzinger B., Scherlietner W.* Control of mechanical properties for high strength steels through optimized welding processes ..... 35
- Loza A. V., Chigarev V. V., Serenko A. N.* Modelling and calculation of welded stiffeners in manufacture of large-sized products of metallurgical production ..... 41
- Shapovalov E. V., Dolinenko V. V., Kolyada V. A., Skuba T. G., Klishchar F. S.* Application of robotic and mechanized welding under the conditions of disturbing factors ..... 46
- Pisarev V. A., Zhizniakov S. N.* Influence of oxygen on the process of pores formation caused by nitrogen in arc welding using consumable electrode ..... 52

## BRIEF INFORMATION

- Review ..... 56

## NEWS

- The XXI Session of the Scientific Council on new materials at the Committee on Natural Sciences of the International Association of Academies of Sciences ..... 57
- The 10<sup>th</sup> All-Ukrainian Festival of Science ..... 60
- The International Conference «Arc welding. Materials and quality» ..... 63
- The 10<sup>th</sup> Central-European Conference on study of neutron technologies ..... 66

# УПРОЧНЯЮЩИЕ ФАЗЫ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МОДИФИЦИРОВАННЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ГОЛОВКО, Л. И. МАРКАШОВА, О. С. КУШНАРЕВА, В. В. ЖУКОВ

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

Исследовано влияние дисперсоидных инокулянтов (фазовых включений) в виде тугоплавких соединений TiC, SiC и ZrO<sub>2</sub> на кинетику структурных превращений в металле сварных швов высокопрочных низколегированных сталей. Показано влияние инокулянтов различного типа на смещение бейнитного превращения в область более высоких температур. С использованием просвечивающей электронной микроскопии проанализирован характер структурно-фазовых изменений в формировании бейнитной структуры: особенности фрагментации, распределения плотности дислокаций и морфологии выделения карбидной фазы. Выполнены оценки конкретного вклада всех структур и их параметров (фазового состава, зеренной, субзеренной, дислокационной структур и т.д.) на изменение прочностных характеристик и трещиностойкости металла сварных швов при введении дисперсных фазовых включений. Определен оптимальный состав использованных дисперсоидных инокулянтов при сварке высокопрочных низколегированных сталей, обеспечивающих требуемые механические свойства сварных соединений, в том числе и их трещиностойкость. Библиогр. 14, рис. 7, табл. 4.

*Ключевые слова:* структура высокопрочных сталей, сварных соединений, легирование, фазовые выделения, дислокации, факторы упрочнения, локальные внутренние напряжения.

Анализ современного состояния производства стали в мире показывает тенденцию стабильного роста как общего объема выплавки стали, так и постоянного повышения уровня требований к качеству металла [1]. При этом заметно увеличивается доля листового проката высокопрочных низколегированных сталей в сортаменте черной металлургии [2]. Отмечается, что для достижения более высоких значений показателей прочности, пластичности и трещиностойкости сталей, используемых в различных областях техники, необходимы разработки новых нетрадиционных подходов к формированию структуры таких материалов [3]. В качестве одного из перспективных направлений в решении этой проблемы рассматривается возможность оценки влияния введения в металлический расплав тугоплавких неметаллических включений (инокулирования) на зарождение и рост структурных составляющих [4]. При этом установлено, что роль неметаллических включений, как правило, отрицательно влияющих на комплекс механических свойств сталей, изменяется в определенных условиях: с уменьшением их размеров негативный эффект включений снижается, а мелкодисперсные включения определенного состава и морфологии могут быть использованы для управления процессами зарождения и роста определенных структурных составляющих. Такие включения называют «дисперсоидами» [5, 6].

Так, дисперсоидные инокулянты используют при выплавке высокопрочных низколегированных сталей с целью формирования требуемого

структурного состава [7]. Имеется ряд исследований, в которых показана перспективность введения инокулянтов в сварочную ванну [8]. Данная работа также посвящена изучению влияния дисперсоидных инокулянтов на условия формирования структуры и механические свойства металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей.

Исследования проводили на образцах сварных швов, полученных при сварке порошковой проволокой в среде защитного газа M1 (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>) стыковых соединений низколегированной высокопрочной стали в соответствии с требованиями стандарта ISO. Химический состав металла исследованных швов приведен в табл. 1, размер аустенитных зерен в металле шва и критические точки структурных превращений в нем — в табл. 2. При выборе состава дисперсоидных инокулянтов исходили из того, что в соответствии с опубликованными данными [9], формирование структурных составляющих зависит как от величины свободной энергии их зарождения на межфазной границе металлической матрицы с неметаллическими включениями, так и от физико-химических характеристик включений и температурного диапазона превращений.

**Методики исследований.** В работе [10] было показано, что введение в сварочную ванну тугоплавких включений TiC, SiC, ZrO<sub>2</sub> в виде дисперсоидных инокулянтов оказывает влияние на морфологию зерен первичной структуры, образующихся при кристаллизации металла шва. Представляло интерес исследовать взаимосвязь между

Таблица 1. Химический состав металла исследованных швов, мас. %

Наименование шва	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti	Zr
«0»	0,050	0,290	1,32	0,024	0,014	0,16	2,19	0,27	0,008	н/о
«Ti»	0,049	0,170	1,39	0,023	0,015	0,15	2,26	0,25	0,019	“
«SiC»	0,066	0,298	1,22	0,019	0,014	0,14	2,12	0,23	0,005	“
«ZrO <sub>2</sub> »	0,053	0,263	1,24	0,020	0,014	0,12	2,25	0,23	0,005	0,06
«TiC»	0,054	0,138	1,28	0,025	0,011	0,13	2,22	0,26	0,012	н/о

влиянием инокулянтов на первичную структуру металла и формированием вторичной микро-структуры сварных швов. Указанные выше туго-плавкие соединения в виде дисперсных частиц инокулировали в сварочную ванну путем их введения в сердечник порошковой проволоки. Результаты сопоставляли с данными, полученными при сварке металла швов с аналогичными технологическими параметрами процесса, но без использования дисперсоидных инокулянтов (шов «0»). Для более четкого выявления эффекта инокулирования данные, полученные при испытании образцов металла швов TiC, SiC и ZrO<sub>2</sub>, сопоставляли с результатами исследования металла шва, легированного титаном (шов «Ti») без введения инокулянтов.

Структурный анализ образцов проводили с использованием оптического микроскопа «НЕОРНОТ-30» при увеличениях от ×200 до ×1000. Цифровое изображение регистрировалось с помощью цифровой камеры «Olympus». Микро-твердость структурных составляющих измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» при нагрузках соответственно 100 г (HV0,1) и 1 кг (HV10) по ГОСТ 2999–59. Для выявления особенностей микроструктуры использовали растровый электронный микроскоп JSM-840 (фирмы «JEOL»), оснащенный системой захвата изображений MicroCapture с последующей ее регистрацией на экране монитора и сканирующий электронный микроскоп JSM-35 (Голландия), укомплектованный энергодисперсионным анализатором Link.

Выявление микроструктуры в образцах проводили методом химического травления в 4 %-ом спиртовом растворе азотной кислоты. Образцы для исследований изготавливали по стандартным методикам с применением алмазных паст различной дисперсности. Размер структурных составляющих определяли в соответствии с ГОСТ 5639.

Прямые исследования тонкой структуры на просвет были выполнены на установке JEM-200 CX (фирмы JEOL, Япония) при ускоряющем напряжении 200 кВ с целью исследования тонкой (дислокационной) структуры металла шва сварного соединения, субструктуры, а также характера межзеренных и субграниц. Фольги для электронно-микроскопических исследований подготавливали методами электроэрозионной резки с последующим механическим утонением на шли-

фовальных бумагах с различной зернистостью, предварительным электролитическим утонением подготовленных шайб ( $d = 3$  мм) в установке ПТФ с последующим окончательным утонением, в разработанной установке ионного утонения ионизированными потоками аргона.

Характер структурных превращений в металле швов изучали в условиях имитации термодиформационного цикла сварки с использованием комплекса Gleeble 3800, оснащенного быстродействующим dilatометром. Исследования выполняли с применением цилиндрических образцов диаметром 6 мм и длиной 80 мм, изготовленных из металла сварных швов.

**Результаты исследований.** Результаты dilatометрических исследований показали, что введение инокулянтов способствует повышению температуры начала распада аустенита при охлаждении металла шва ( $A_{c3}$ ), также, как начала ( $B_s$ ) и завершения ( $B_f$ ) бейнитного превращения (табл. 2), в то время как легирование титаном дает противоположный эффект. Такие изменения в положении критических точек структурных превращений проявились как на размере зерен первичной структуры ( $D_\gamma$ , табл. 2), так и на составе вторичной структуры металла швов (табл. 3).

Данные оптической микроскопии показали, что вторичная микроструктура металла швов состоит из бейнитно-мартенситной смеси с незначительной долей ферритной составляющей (рис. 1,

Таблица 2. Размер аустенитных зерен в металле шва и критические точки структурных превращений в нем

Наименование шва	$D_\gamma$ , мкм	$A_{c3}$ , °C	$B_s$ , °C	$B_f$ , °C
«0»	$70 \pm 5$	843	603	430
«Ti»	$45 \pm 5$	840	583	432
«SiC»	$80 \pm 6$	851	644	435
«ZrO <sub>2</sub> »	$90 \pm 7$	859	662	461
«TiC»	$80 \pm 6$	870	648	435

Таблица 3. Состав вторичной структуры металла швов

Наименование шва	Доля составляющих (%) в микроструктуре шва			
	Бейнит нижний	Бейнит верхний	Мартенсит	Феррит
«0»	50	30	10	10
«Ti»	30	57	10	3
«SiC»	30	50	10	10
«ZrO <sub>2</sub> »	65	20	10	5
«TiC»	25	60	10	5



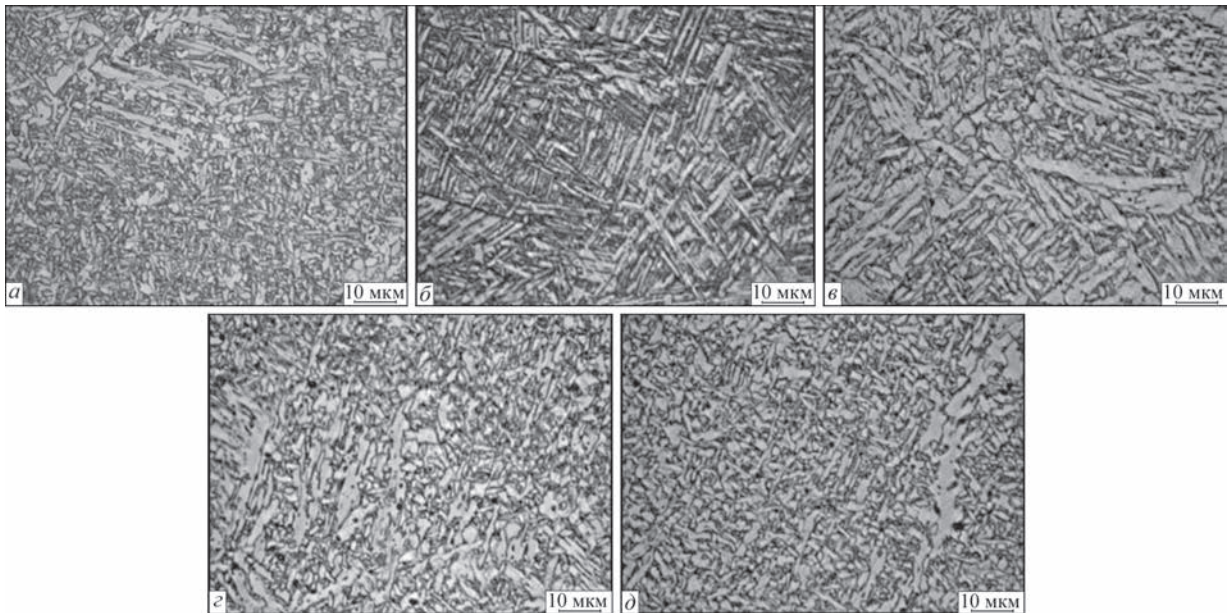


Рис. 1. Микроструктура металла швов (Neophot 30), полученных при введении в сварочную ванну дисперсных тугоплавких включений: *a* — Ti; *б* — SiC; *в* — ZrO<sub>2</sub>; *г* — TiC; *д* — «0»

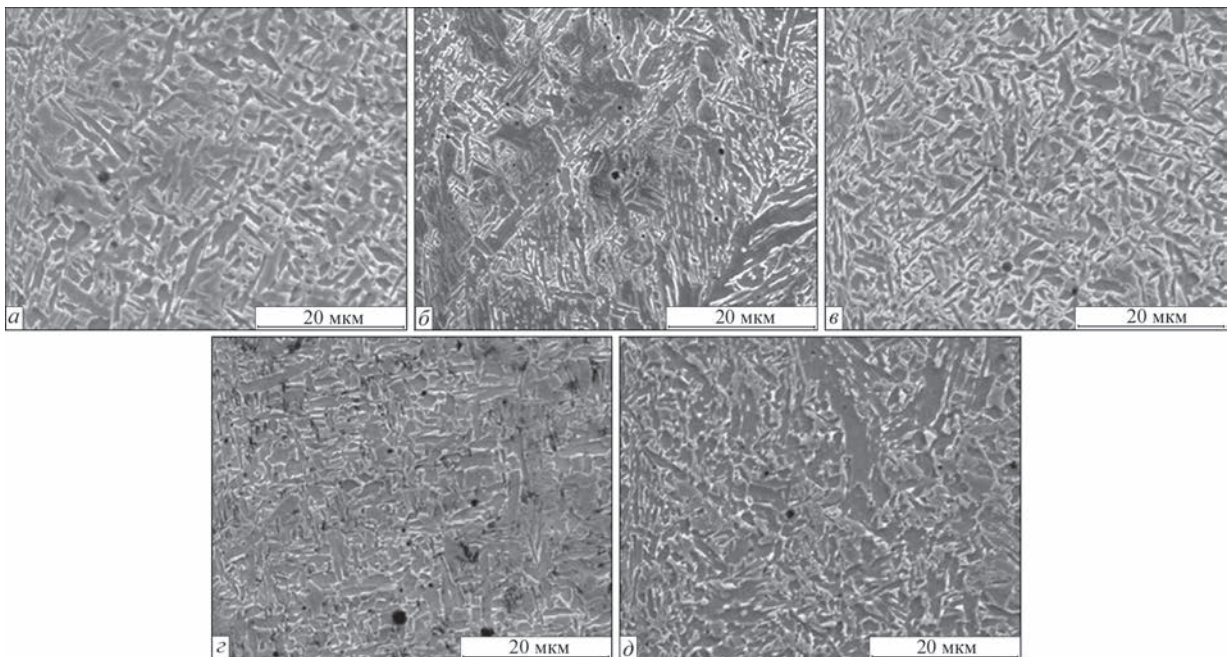


Рис. 2. Микроструктура металла швов (JSM-840) при введении в сварочную ванну дисперсных тугоплавких включений: *a* — Ti; *б* — SiC; *в* — ZrO<sub>2</sub>; *г* — TiC; *д* — «0»

2)\*. Бейнит представлен морфологическими формами верхнего, нижнего и внутризеренного бейнита, феррит — разорванными полигональными выделениями и ферритом Видманшtedта по границам зерен. Мартенсит сформирован в виде традиционной игольчатой структуры. Как видно из приведенных данных, легирование металла шва титаном (шов «Ti»), также, как инокулирование TiC и SiC, способствовало увеличению доли верхнего бейнита в микроструктуре и снижению содержания ферритной составляющей, в то вре-

мя как введение в сварочную ванну дисперсоидов ZrO<sub>2</sub> оказало противоположный эффект.

Результаты определения механических свойств металла швов, приведенные в табл. 4, показали, что, несмотря на отсутствие изменений в содержании мартенсита, механические свойства металла швов «Ti», «SiC» и «TiC», близких по содержанию бейнитной фазы в составе структурных составляющих, имеют некоторые отличия по показателям прочности, пластичности и вязкости. Кроме того, обращает внимание заметное отличие по уровню состава структурных составляющих и механических свойств металла шва «ZrO<sub>2</sub>».

\* В металлографических исследованиях принимали участие С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко.



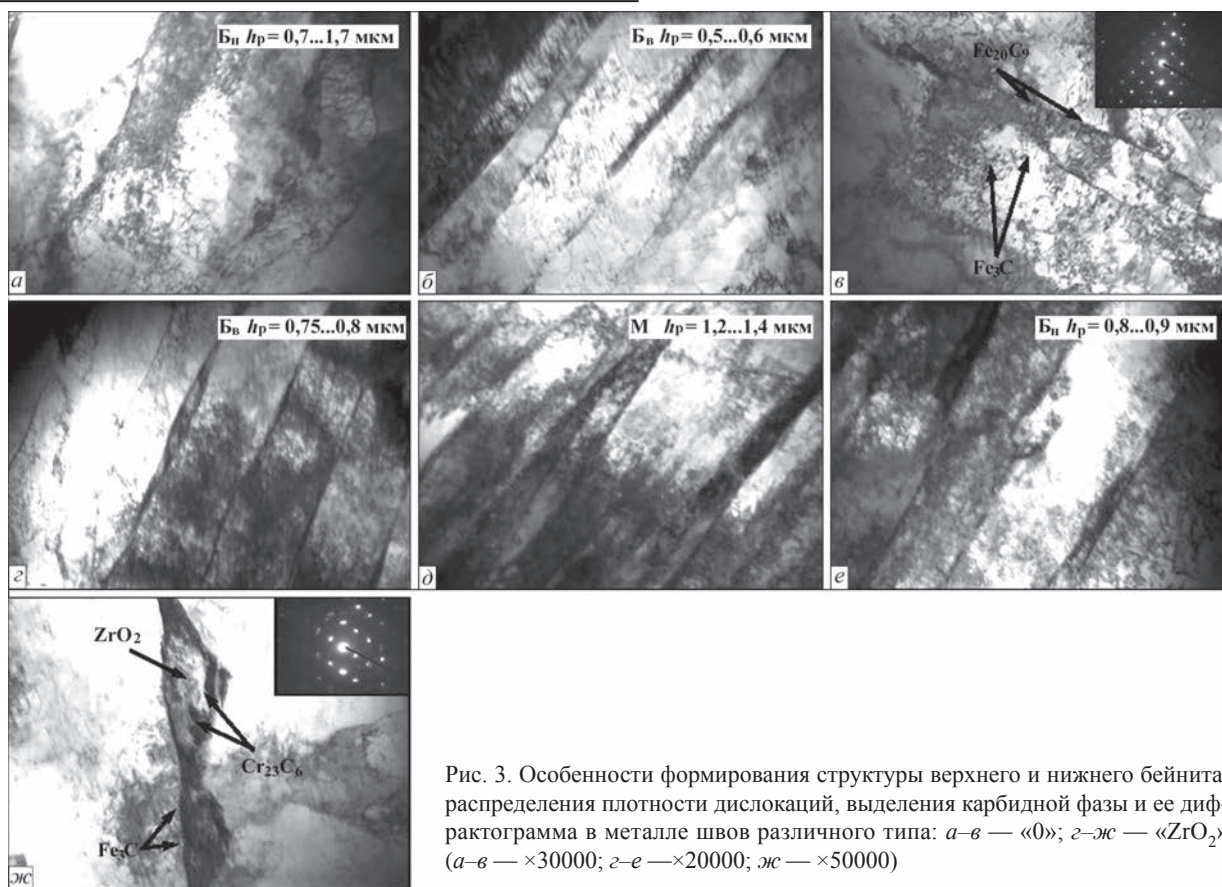


Рис. 3. Особенности формирования структуры верхнего и нижнего бейнита, распределения плотности дислокаций, выделения карбидной фазы и ее дифрактограмма в металле швов различного типа: а-в — «0»; з-ж — « $ZrO_2$ » (а-в —  $\times 30000$ ; з-е —  $\times 20000$ ; ж —  $\times 50000$ )

Для более детального анализа влияния инкулирования в сварочную ванну дисперсоидов на процессы формирования структуры металла швов были использованы методы просвечивающей электронной микроскопии. На рис. 3, 4 показаны характерные изображения структурных составляющих металла исследованных швов, особенностей фрагментации, фазовых выделений в них и распределения плотности дислокаций.

Анализ вклада структурно-фазовых параметров в изменение характеристик прочности сварных швов, выполненный на основе разработанного экспериментально-аналитического подхода по оценке дифференцированного вклада параметров структуры на механические характеристики сварных соединений высокопрочных сталей [11], показал, что во всех рассмотренных образцах металла швов наибольший вклад в упрочнение вносит

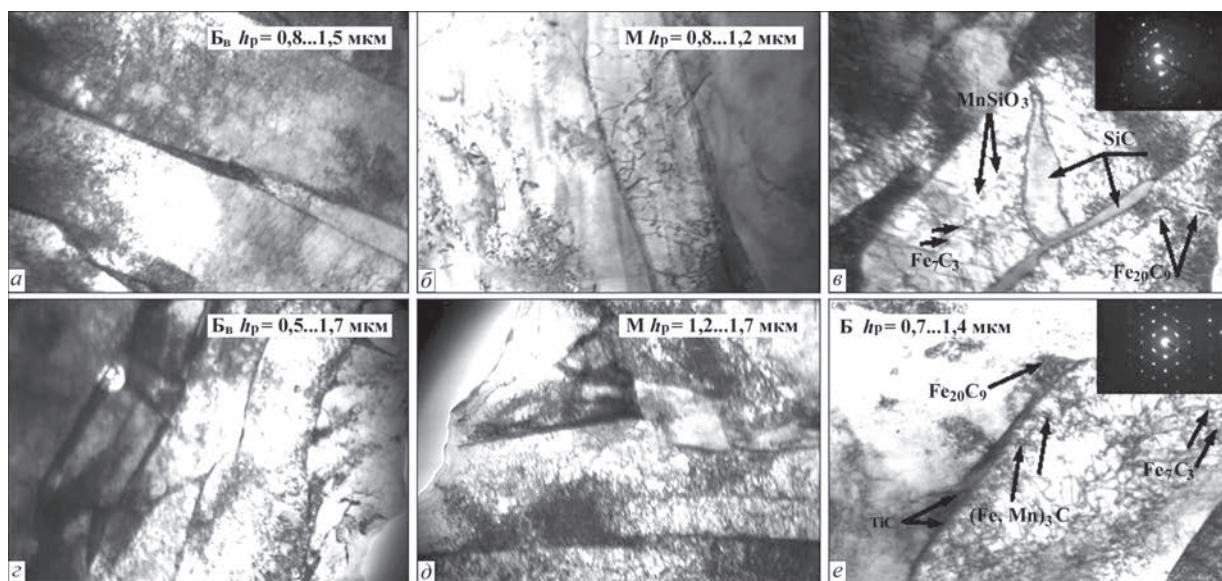


Рис. 4. Особенности формирования структуры верхнего, нижнего бейнита и мартенсита, распределения плотности дислокаций, выделения карбидной фазы и ее дифрактограмма в металле швов различного типа: а-в — « $SiC$ »; з-е — « $TiC$ » (а, б, з, д —  $\times 20000$ ; в —  $\times 30000$ ; е —  $\times 37000$ )

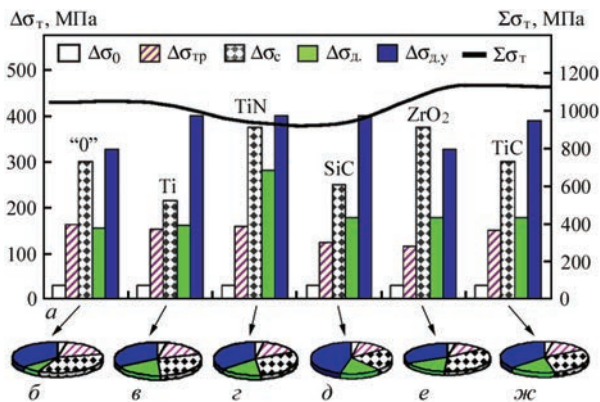


Рис. 5. Изменение интегрального значения предела текучести ( $\Sigma\sigma_t$ ), дифференцированного вклада структурных составляющих ( $\Delta\sigma_t$ ) в расчетную величину предела текучести (а) и процентное соотношение структурного вклада (зеренного, субзеренного, дислокационного, дисперсионного) в общее изменение предела текучести в металле шва при введении дисперсных включений (б–ж): б — «0»; в — Ti; г — TiN; д — SiC; е — ZrO<sub>2</sub>; ж — TiC

реечная субструктура и дисперсные частицы фазовых выделений. Резкое повышение упрочнения, характерное для верхнего бейнита, отличающегося высокой зернограницной плотностью дислокаций ( $\rho \sim (2...3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ) вдоль границ реечной структуры и наибольшей насыщенностью в этой области фазовыми выделениями, обусловлено возрастанием дислокационного и дисперсионного упрочнений (рис. 5).

Как видно из приведенных результатов исследования, введение в сварочную ванну дисперсоидных инокулянтов сопровождается изменением морфологии карбидной фазы, что должно способствовать стабилизации структуры и повышению свойств металла [12]. Присутствие в затвердевающем металле швов тугоплавких дисперсоидов вызывает частичную замену выделений цемента на границах зерен легированными карбидами типа  $\text{Me}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{Me}_3\text{C}_2$ , что позволяет снизить неоднородность распределения плотности дислокаций на границах зерен. В тех случаях, когда увеличение субструктурного упрочнения обеспечивается формированием мелкозернистой фрагментированной субструктуры, при равномерном распределении плотности дислокаций, частицы фазовых выделений имеют равномерное распределение, отсутствуют участки в виде скоплений и цепочек выделений по границам зерен и в некоторых объемах реечной структуры (ZrO<sub>2</sub>).

Неравномерное распределение частиц фазовых выделений приводит к возрастанию дислокационной плотности в локальных микрообъемах вблизи самих выделений и по границам зерен, что способствует повышению показателя

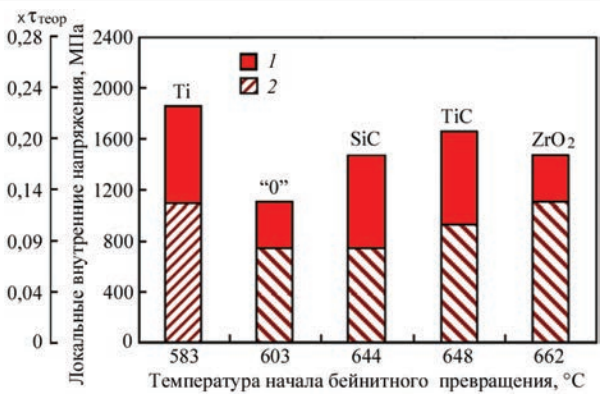


Рис. 6. Результаты расчетной оценки внутренних напряжений в локальных структурных зонах (1 — верхний бейнит; 2 — нижний)

телей прочности и снижению уровня вязкости металла шва (швы «0» и «Ti»). Снижение температуры начала бейнитного превращения способствует неравномерному перераспределению дефектов кристаллической решетки при различной их плотности. В результате наблюдается возрастание дислокационной плотности  $\rho$  примерно от  $(4...6) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (в объеме реек) до  $(2...3) \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  в локальных микрообъемах (вблизи фазовых выделений) и формирование зон локализации деформации, что способствует неравномерному уровню механических свойств и снижению трещиностойкости металла (табл. 4).

Расчетные методы оценки внутренних напряжений в локальных структурных зонах, основанные на экспериментальных данных анализа тонкой структуры [13, 14], позволили установить, что максимальные локальные внутренние напряжения концентрируются вдоль границ верхнего бейнита (швы «Ti», «SiC» и «TiC») и являются потенциальными источниками зарождения распространения трещин, т.е. процессов трещинообразования (значения этих величин примерно в 2...3 раза выше, чем в структурах нижнего бейнита (рис. 6).

Повышенный уровень локальных напряжений ( $\tau_{л/вн}$ ), характерный для структуры верхнего бейнита, позволяет обеспечить определенный уровень показателей прочности металла сварных швов, в то время как присутствие в составе структуры нижнего бейнита позволяет повысить показатели их вязкости. Обеспечение требуемого комплекса механических свойств металла швов при

Таблица 4. Механические свойства металла швов

Наименование шва	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$S_k$ , МПа	KCV, Дж/см <sup>2</sup>	
						20 °C	–20 °C
«0»	775	738	16	54	1384	61	43
«Ti»	746	689	19	60	1865	60	57
«SiC»	726	650	21	62	1910	85	65
«ZrO <sub>2</sub> »	645	556	21	60	1612	116	98
«TiC»	728	665	19	61	1867	82	63

$S_k$  — истинное сопротивление разрыву.



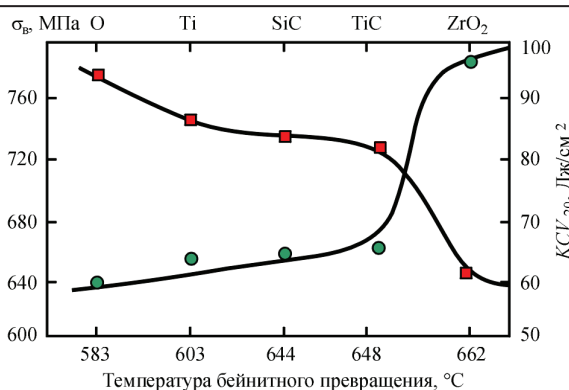


Рис. 7. Влияние температуры начала бейнитного превращения на механические свойства металла исследованных швов сварке низколегированных высокопрочных сталей в каждом случае достигается за счет установления определенного баланса между этими двумя морфологическими формами феррита. Приведенные на рис. 6 и 7 результаты показывают, что введение в сварочную ванну дисперсоидных инокулянтов позволяет повышать вязкость металла швов при одновременном сохранении уровня прочности.

## Выводы

1. Введение в сварочную ванну дисперсоидных инокулянтов сопровождается изменением температуры начала бейнитного превращения ( $B_s$ ) в металле сварных швов, что оказывает влияние на оптимальное преобразование структурно-фазовых составляющих, характер распределения дислокаций, изменение состава и распределения фазовых выделений — карбидных фаз.

2. С увеличением  $B_s$  возрастает доля фазовых выделений типа легированных карбидов как в теле бейнитных зерен, так и по их границам, что сопровождается формированием в зоне межзеренных границ наноразмерных частиц соединений, инокулированных в сварочную ванну.

3. Показано, что резкое и градиентное повышение упрочнения в структурах верхнего бейнита обусловлено значительным увеличением плотности дислокаций в приграничных зонах реечных структур, наиболее насыщенных фазовыми выделениями, что и способствует возрастанию в зернограничных областях доли дислокационного и дисперсионного упрочнений.

4. Использование дисперсоидных инокулянтов при сварке высокопрочных низколегированных сталей способствует оптимизации структурно-фа-

зового состава металла шва и его эксплуатационных свойств.

1. Флик А. Стратегическая оценка перспектив металлургии / А. Флик // Черные металлы. — 2014. — № 6. — С. 81–84.
2. Риттербах Б. Основные тенденции развития исследований в черной металлургии / Б. Риттербах // Черные металлы. — 2014. — № 9. — С. 75–78.
3. Горынин И. В. Экономнолегированные стали с наномодифицированной структурой для эксплуатации в экстремальных условиях / И. В. Горынин // Вопросы материаловедения. — 2008. — № 2. — С. 7–12.
4. Mechanical properties and phases derived from  $TiO_2$  nanopowder inoculation in low carbon steel matrix / Z. Amondarain, M. Aribas, J. L. Arana [et al.] // Materials Transactions. — 2013. — Vol. 54, № 10. — P. 1867–1876.
5. Zhang L. State of the Art in the Control of Inclusions during Steel Ingot Casting / L. Zhang, B. Thomas // Metallurgical and materials transactions B. — 2006. — Vol. 37B, № 10. — P. 733–761.
6. Microstructure control of steels through dispersoid metallurgy using novel grain refining alloys / O. Grong, L. Kolbeinsen, C. Eijk [et al.] // ISIJ International. — 2006. — Vol. 46, № 6. — P. 824–831.
7. Орыщенко А. С. Принципы легирования и требования к технологическим процессам производства высокопрочных корпусных сталей нового поколения / А. С. Орыщенко, Е. И. Хлусова, С. А. Голосиенко // Вопросы материаловедения. — 2014. — № 2(78). — С. 9–25.
8. Влияние нанодисперсных порошков на свойства соединения при сварке углеродистой стали  $CO_2$ -лазером / А. Н. Черепанов, Ю. В. Афонин, А. М. Оришич [и др.] // Механика микронеоднородных материалов и разрушение: VI Всерос. конф.: тезисы докл. — Екатеринбург: ИМАШ УрО РАН, 2010. — С. 109.
9. Gregg J. M. Solid-state nucleation of acicular ferrite on minerals added to molten steel / J. M. Gregg, H.K.D.H. Bhadeshia // Acta Materialia. — 1997. — Vol. 45, Is. 2. — P. 739–748.
10. Головки В. В. Влияние титансодержащих инокуляторов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головки, С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко // Автоматическая сварка. — 2015. — № 2. — С. 8–15.
11. Роль структуры в оптимизации свойств прочности, пластичности, трещиностойкости сварных соединений / Л. И. Маркашова, Т. А. Алексеенко, Е. Н. Бердникова [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. научн. тр. — Вып. 58. — Днепропетровск, ГВУЗ «ПГА-СА», 2011. — С. 446–452.
12. Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости / В. И. Горынин, С. Ю. Кондратьев, М. И. Оленин [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. — 2014. — № 10(712). — С. 32–38.
13. Структура и эксплуатационные свойства сварных соединений сложнолегированных сплавов / Л. И. Маркашова, А. Г. Покляцкий, О. С. Кушнарера [и др.]: сб. тезисов докл. седьмой международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 15–19 сентября 2014 г., Одесса. — К.: 2014. — С. 19–20.
14. Роль технологических параметров лазерного и лазерно-плазменного легирования в изменении структуры, прочностных свойств и трещиностойкости слоев стали 38ХНЗМФА / Л. И. Маркашова, В. Д. Шелягин, О. С. Кушнарера [и др.] // Автоматическая сварка. — 2015. — № 5–6. — С. 131–137.

Поступила в редакцию 02.02.2016г



# ПРИМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ С АМПЛИТУДНО-ЧАСТОТНЫМ РЕГУЛИРОВАНИЕМ ИМПУЛЬСОВ ТОКА ДЛЯ ПРОДЛЕНИЯ РЕСУРСА АВИАЦИОННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ\*

Л. М. ЛОБАНОВ<sup>1</sup>, Н. А. ПАЩИН<sup>1</sup>, О. Л. МИХОДУЙ<sup>1</sup>, А. В. ЧЕРКАШИН<sup>1</sup>,  
А. В. ЗАРУЦКИЙ<sup>2</sup>, И. П. КОНДРАТЕНКО<sup>3</sup>

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

<sup>2</sup>Нац. аэрокосмический ун-т им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». г. Харьков, ул. Чкалова, 17

<sup>3</sup>Институт электродинамики НАН Украины. 03057, г. Киев, просп. Победы, 56

Разработан и изготовлен генератор импульсного электрического тока (ИЭТ) нового поколения с управляемыми амплитудно-частотными характеристиками ИЭТ для электродинамической обработки (ЭДО) тонколистовых металлических конструкций. Применение нового класса оборудования позволяет существенно расширить возможности электродинамических воздействий за счет управляемой синхронизации динамической и электроимпульсной составляющих ЭДО. Исследовано влияние ЭДО на снижение уровня остаточных сварочных напряжений в сварных соединениях из магниевого сплава МЛ10. В качестве исследуемых образцов использовали фрагменты оболочки промежуточного корпуса авиадвигателя Д-36, содержащие ремонтные сварные швы. Установлено, что ЭДО позволяет снижать уровень остаточных сварочных напряжений от 120 до –40 МПа, обеспечивая их переход от растягивающих к сжимающим. Показано, что местное пластическое деформирование с применением ЭДО образцов стрингера крыла самолета из алюминиевого сплава Д16 в зоне технологических отверстий повышает сопротивление замедленному разрушению в 1,6...2,5 раза. Библиогр. 9, табл. 2, рис. 14.

*Ключевые слова:* электродинамическая обработка, импульс электрического тока, авиационные конструкции, остаточные напряжения, ремонтная сварка, корпус авиадвигателя, стрингер, технологическое отверстие

При ремонте технологических и эксплуатационных дефектов в авиационных конструкциях из магниевых сплавов используется аргонодуговая сварка неплавящимся электродом [1]. Одной из причин снижения эксплуатационных характеристик изделий являются остаточные сварочные напряжения в ремонтных швах, понижающие ресурс летательных аппаратов. Наличие остаточных напряжений вызывает необходимость проведения послесварочной термообработки конструкций в крупногабаритных электропечах, что требует значительных энергетических затрат и повышает себестоимость ремонтных мероприятий. При этом термообработка полностью не исключает вероятность появления усталостных трещин в ремонтных швах. Это стимулирует поиск и разработку альтернативных методов снижения уровня остаточных напряжений в сварных соединениях, одним из которых является электродинамическая обработка (ЭДО) [2, 3], основанная на одновременном воздействии на изделие или сварной шов импульсного тока и динамического давления токопроводящего электрода. Применение ЭДО снижает уровень остаточных напряжений в ремонтных

швах, что в ряде случаев может являться альтернативой термообработке. Это позволяет снизить себестоимость ремонтных технологий при восстановлении элементов авиационных конструкций.

В то же время в современных технологиях авиационного строительства актуальной является проблема упрочнения технологических отверстий в силовых элементах планера из алюминиевых сплавов с целью повышения их сопротивления замедленному разрушению [4]. Современные механические методы упрочнения отверстий, основанные на поверхностном пластическом деформировании, имеют ряд недостатков, которые могут быть устранены при использовании электродинамических воздействий.

Целью настоящей работы является исследование влияния ЭДО на регулирование уровня остаточных сварочных и технологических напряжений в элементах авиационных конструкций из легких сплавов.

Аппаратной основой для ЭДО конструктивных материалов и сварных соединений являются источник импульсного тока и электродное устройство, обеспечивающее прохождение тока через

\* По материалам проекта, выполненного в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Проблемы ресурса и безопасности эксплуатации конструкций, споруд та машин» (2013–2015 гг.).

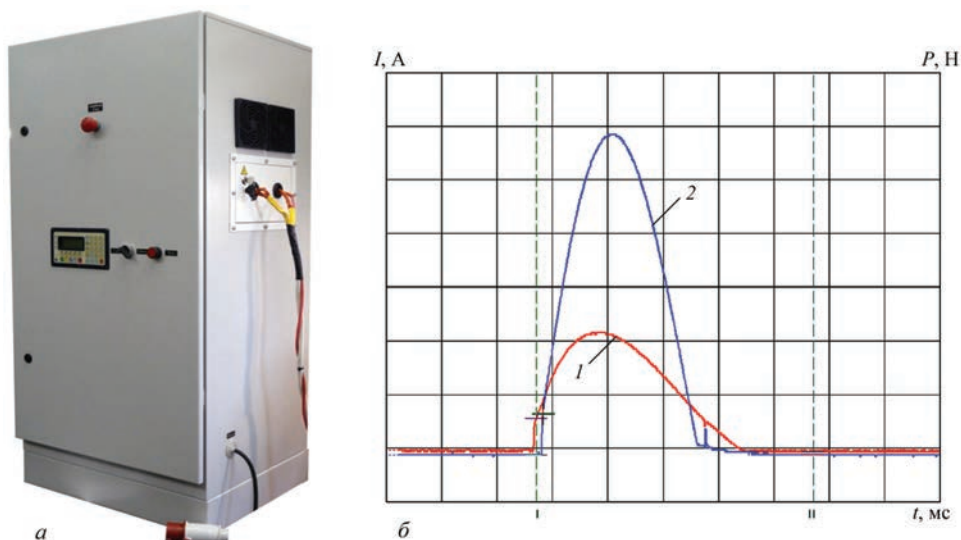


Рис. 1. Источник импульсного тока «Искра-4» для ЭДО конструкционных материалов: *а* — внешний вид; *б* — осциллограммы токовых импульсов динамического давления *1* и прямого пропускания тока *2* через обрабатываемый металл

зону обработки и одновременное контролируемое силовое воздействие на обрабатываемую поверхность. Обработка сварных соединений из легких сплавов осуществлялась при помощи разработанного и изготовленного В Институте электродинамики НАН Украины источника импульсного тока второго поколения «Искра-4» (рис. 1).

Генератор импульсов тока «Искра-4», внешний вид которого представлен на рис. 1, *а*, включает два независимых канала, каждый из которых содержит выпрямитель, зарядный инвертор, емкостной накопитель и управляемые разрядные цепи.

Первый канал генератора импульсов формирует токовый импульс *1* (рис. 1, *б*), который предназначен для создания динамического воздействия на зону обработки и подается на катушку индуктивности в электродном устройстве (ЭУ), являющимся рабочим инструментом ЭДО (рис. 2). Второй канал генератора импульсов формирует

токовый импульс *2* (рис. 1, *б*), согласованный по длительности с продолжительностью динамического давления (токовый импульс *1*) на зону обработки. Импульс тока второго канала подается непосредственно на электрод ЭУ и передается в обрабатываемое изделие. Электрическая цепь второго канала генератора замыкается через контактный кабель, который закрепляется на изделии.

Конструктивно ЭУ (рис. 2, *а*) состоит из электрода *1*, выполненного из тугоплавкого проводящего материала, закрепленного в обойме *3* фиксирующими устройствами *2* и *20*. Обойма соединена с диском из неферромагнитного материала *16*, который опирается на каркас *6* с размещенной в нем катушкой индуктивности *14* с встроенным плоским индуктором *15*. Катушка закреплена на каркасе винтами *11*. Нижняя стенка каркаса *4*, закрепленная винтами *5*, выполняет роль немагнитной подкладки под диском и демпфером *17*. Верхняя

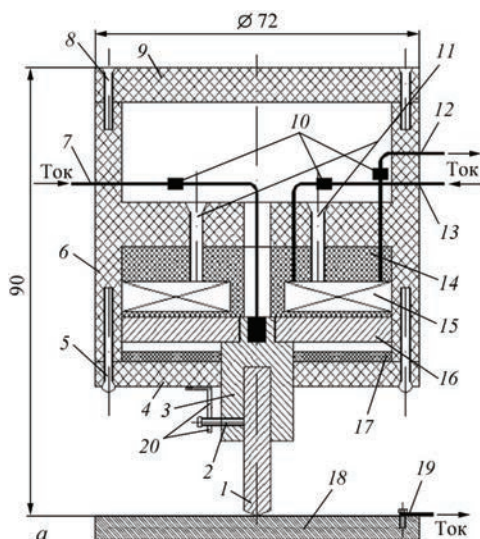


Рис. 2. Электродное устройство для ЭДО с независимыми каналами токовых импульсов: *а* — конструктивная схема (позиции указаны в тексте); *б* — внешний вид



(защитная) крышка 9 каркаса закреплена в корпусе ЭУ винтами 8. Подвод токового импульса 2 (рис. 1, б) от источника питания осуществляется проводом 7. Замыкание разрядного контура, обеспечивающего подвод токового импульса 2 к обрабатываемому металлу 18 осуществляется клеммой 19. Токовый импульс 1 (рис. 1, б) проходит через катушку по проводам 12, 13. Подводы 7, 12, 13 ЭУ соединены с внешними цепями контактными клеммами 10. Внешний вид ЭУ представлен на рис. 2, б.

Работа ЭУ осуществляется следующим образом. При протекании импульсного тока через катушку возбуждается магнитное поле, инициирующее в диске вихревые токи. Взаимодействие наведенных токов с возбуждающим их магнитным полем приводит к возникновению электродинамической силы. При этом в первой фазе воздействия электродинамическая сила прижимает электрод к обрабатываемому материалу, а во второй направление силового воздействия изменяется на противоположное — электрод отталкивается от обрабатываемого материала. Очевидно, что воздействие импульсного тока на зону обработки по длительности не должно превышать длительность прижимающего усилия, как показано на рис. 1, б.

Таким образом, конструкция источника импульсного тока подчинена требованиям согласованной длительности импульсов и исключения электроискровых явлений в зоне обработки. Управление каналами в генераторе импульсов «Искра-4» реализовано на трех микроконтроллерах и программируемой логике, позволяющих регулировать параметры импульсов тока (амплитуду), задержку одного импульса по отношению к другому, визуализировать параметры импульсов на световом дисплее. Длительность импульсов по обоим каналам определяется параметрами электрической цепи разрядных контуров и может изменяться дискретно путем добавления/уменьшения индуктивности контуров. Дополнительные индуктивности устанавливаются с наружной стороны корпуса генератора, для чего предусмотрены контактные группы на боковой поверхности генератора.

В целом основные технические характеристики двухканального источника импульсных токов следующие:

- электропитание — трехфазная сеть 380 В с нулевым проводом;
- гальваническая развязка вход-выход — трансформаторная 2,5 кВ;
- полная установленная мощность — 7 кВА;
- количество каналов — 2;
- амплитуда импульсов тока в каждом канале — до 4,5 кА (0...4,5 кА);



Рис. 3. Внешний вид промежуточного корпуса авиадвигателя из жаропрочного магниевого сплава МЛ10

- длительность импульса тока по каналу 1 — 680 мкс;
- длительность импульса тока по каналу 2 — 550 мкс;
- фазовый сдвиг импульсов тока по каналам — 10...100 мкс;
- интервал следования импульсов — 0,8...1,0 с;
- режимы работы — ручной/автоматический.

Проводили исследования влияния ЭДО на регулирование остаточных напряжений в сварных соединениях магниевого сплава. С этой целью использовали образцы, которые являлись фрагментами наружной цилиндрической оболочки промежуточного корпуса авиационного двигателя Д-36 диаметром 1,5 м [2, 3], изготовленной из жаропрочного магниевого сплава МЛ10 (рис. 3).

Геометрические характеристики образцов (рис. 4), представлявших собой фрагменты цилиндрической оболочки размерами 330×200×8 мм и стрелой продольного прогиба 20 мм, позволяли моделировать напряженное состояние в окрестности ремонтных сварных швов корпуса.

На образцах выполняли сварные швы, аналогичные используемым при ремонте корпуса, а также их ЭДО с текущим контролем значений остаточных напряжений после сварки и обработки.

На наружную поверхность образцов наносили надрезы длиной, шириной и глубиной соответственно 200, 2 и 4 мм, имитирующие повреждение корпуса [3]. По надрезанному участку ручной аргонодуговой сваркой выполняли двухпроходный шов с использованием скандийсодержащего присадочного материала на режиме, который представлен в табл. 1. Внешний вид образца со сварным швом представлен на рис. 4.

Оценку напряженного состояния наружной поверхности образцов сварных соединений проводили бесконтактным методом электронной спекл-интерферометрии, основанном на измерении перемещений при упругой разгрузке объема

Таблица 1. Режим сварки ремонтных соединений промежуточного корпуса из сплава МЛ10

Номер прохода	Напряжение дуги $U$ , В	Ток сварки $I$ , А	Скорость сварки $v$ , мм/с	Расход Аг, л/с
1	20	250	1,7	0,25
2	20	350	1,7	0,35

металла в исследуемых точках на поверхности образца, вызванной сверлением несквозных отверстий [5]. Применяли аппаратный комплекс (рис. 5), в котором исследуемый участок образца 4, закрепленного на сборочной плите 5, освещали лучом лазера, входящего в состав оптического интерферометра 3 под одним и тем же углом с двух направлений и таким образом определяли компоненты вектора перемещений в плоскости. Данные измерений перемещений после сварки и ЭДО регистрировали и обрабатывали с помощью специализированных блоков 1 и 2, входящих в состав комплекса.

После сварки и ЭДО регистрировали изменения напряженного состояния сварных соединений в окрестности ремонтных швов. По результатам сравнения значений напряжений до и после обработки определяли эффективность процесса ЭДО.

С использованием генератора импульсов «Искра 4» выполняли ЭДО сварных соединений образцов серий импульсов электрического тока (ИЭТ). При этом амплитудные значения импульсного тока и динамического давления достигали соответственно 3080 А и 20460 Н, а сдвиг фаз между ними составлял 0,1 мс, что обеспечивало синхронизацию электроимпульсной и динамической составляющих электродинамического воздействия.

Последовательность выполнения ЭДО и схемы расположения измеряемых участков поверхности исследуемых образцов представлены на рис. 6.

Перед выполнением ЭДО регистрировали начальное напряженное состояние образца вдоль линий  $A-A$  и  $B-B$  (рис. 6). Вдоль оси 0-0 на участке поверхности наплавленного металла сварного шва длиной 100 мм выполняли ЭДО № 1 серий из 20 ИЭТ в направлении «от центра к краям», как показано на рис. 6, после завершения которой регистрировали изменение напряженного состояния вдоль линий  $A-A$  и  $B-B$ . Затем выполняли ЭДО № 2 основного металла на расстоянии 12 мм от

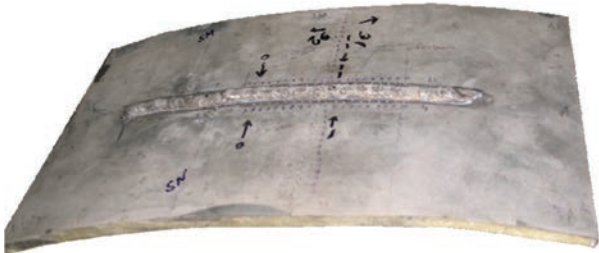


Рис. 4. Образец ремонтного сварного соединения из магниевого сплава МЛ10

линии 0-0 серий из 20 ИЭТ в направлении «на проход» с последующим контролем остаточных напряжений вдоль линии  $B-B$ .

Эпюры продольной компоненты плоского напряженного состояния  $\sigma_x$  до обработки, а также после ЭДО № 1 и 2 представлены на рис. 7.

На рис. 7,  $a$  показано распределение  $\sigma_x$  вдоль линии  $A-A$  (рис. 6) после сварки (кривая 1) и ЭДО №1 (кривая 2), из которого можно видеть, что до обработки имеет место монотонное нарастание растягивающих  $\sigma_x$  вдоль линии шва, а их средние значения составляют 120 МПа. После ЭДО № 1 характер распределения  $\sigma_x$  вдоль линии  $A-A$  существенно не изменился, но наблюдается понижение их средних значений до 70 МПа.

Распределение  $\sigma_x$  на наружной поверхности образца после сварки вдоль линии  $B-B$ , перпендикулярной линии шва (рис. 6), представлено на рис. 7,  $b$ , (кривая 1). Неуравновешенность эпюры  $\sigma_x$  связана со значительной изгибной составляющей напряжений на поверхности образца, вызванной его исходной кривизной. При этом максимальное значение растягивающих  $\sigma_x$  в измеряемом сечении достигает предела текучести сплава МЛ10 —  $\sigma_{0,2} = 120$  МПа на расстоянии 12 мм от центра шва.

Влияние электродинамических воздействий на напряженное состояние сварного соединения подтверждает распределение  $\sigma_x$  после ЭДО № 1 вдоль линии  $B-B$ , показанное на рис. 7,  $b$  (кривая 2), из которого видно, что на обработанном участке центра шва  $\sigma_x$  изменили знак от растягивающих к сжимающим, значения которых достигли -40 МПа. На участках поверхности, соответствующих максимальным значениям  $\sigma_x = 120$  МПа, после ЭДО № 1  $\sigma_x$  снижались до 40 МПа, что со-

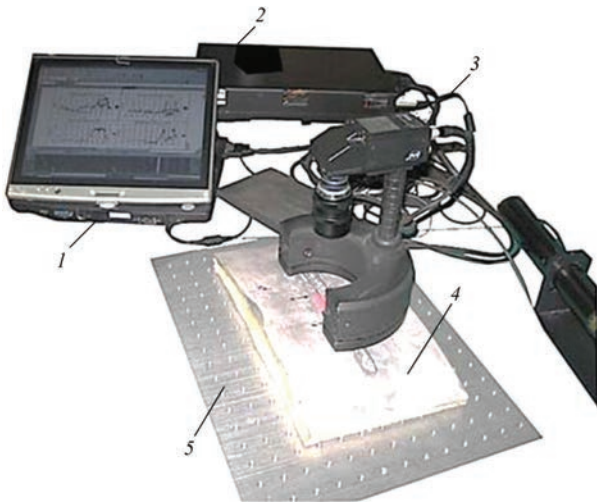


Рис. 5. Общий вид аппаратного комплекса для регистрации напряженного состояния образцов сплава МЛ10 методом спекл-интерферометрии: 1 — блок регистрации сигнала; 2 — блок обработки оптического сигнала; 3 — оптический интерферометр; 4 — образец; 5 — сборочная плита



ставляет 35 % их начальных значений. В целом, можно заключить, что в результате ЭДО достигается снижение остаточных сварочных напряжений с их переходом от растягивающих к сжимающим в зоне обработки (рис. 7, б, кривые 1, 2).

Распределение  $\sigma_x$  вдоль линии Б-Б после ЭДО № 2 представлено на рис. 7, б (кривая 3), из которого можно видеть, что после ЭДО № 2 имеет место формирование области сжимающих напряжений, локализованной на участке электродинамических воздействий, где значения  $\sigma_x$  понижаются до  $-20$  МПа при неизменных значениях  $\sigma_x$  в центре шва, равных  $-40$  МПа. Меньшую эффективность электродинамического воздействия при ЭДО № 2 основного металла по сравнению с ЭДО № 1 металла шва можно объяснить большей пластичностью литой структуры последнего. Так, относительное удлинение  $\delta$  сплава МЛ10 = 3,6 %, а литой структуры сварного шва, выполненного с использованием скандийсодержащего присадочного материала, достигает более 6 % [1]. При этом, согласно данным работы [6], эффективность ЭДО повышается с увеличением пластичности обрабатываемого материала.

Характер распределения  $\sigma_x$  в основном металле после ЭДО № 2 близок наблюдаемому после ЭДО № 1 в центре шва. На участке кривой 3 между зонами ЭДО № 1 и 2, имеет место понижение  $\sigma_x$  до 60 МПа, составляющее только 50 % значения  $\sigma_x$  после сварки (перед выполнением ЭДО № 1 и № 2), что подтверждает локализованный характер электродинамических воздействий. Исходя из сказанного, определение оптимального расстояния  $L$  между зонами электродинамических воздействий, обеспечивающего гарантированное перекрытие обработанных участков, является важным аспектом при разработке технологии ЭДО. С целью определения оптимального значения  $L$  при заданных электрических параметрах процесса, на образце сварного соединения (рис. 4) выполняли ЭДО № 1 металла шва, изменяя значение  $L$  между зонами ЭДО. После серии ИЭТ регистрировали снижение начальных  $\sigma_x$  в результате обработки —  $\Delta\sigma$ , определяя эффективность ЭДО отношением  $(\Delta\sigma/\sigma_x)$ .

Регистрацию значений  $\Delta\sigma$  проводили по линии шва на расстоянии между зонами ЭДО, равному  $L/2$ . Максимальное значение  $L$  задавали равным 20 мм, последовательно снижая его до 5 мм. Зависимость  $\Delta\sigma/\sigma_x = f(L)$  представлена на рис. 8, из которого можно видеть, что при значении  $L \geq 20$  мм эффективность ЭДО близка к нулю, что свидетельствует об отсутствии перекрытия зон электродинамического воздействия при заданном режиме ЭДО. При  $L = 15, 12$  и 8 мм значения  $\Delta\sigma/\sigma_x$  достигали соответственно 10, 21 и 38 %, что свидетельствует о частичном перекрытии зон ЭДО.

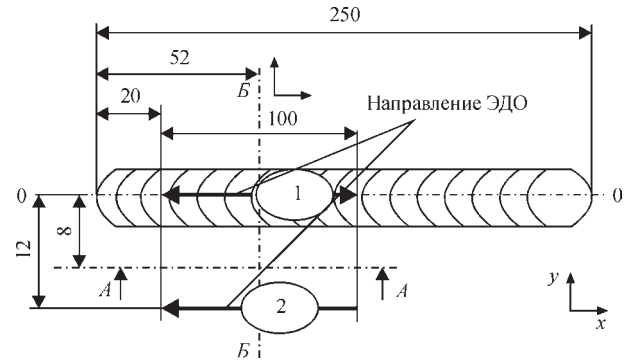


Рис. 6. Последовательность выполнения ЭДО и схемы расположения измеряемых участков поверхности образцов сплава МЛ10, где А-А и Б-Б — линии измерений; 1...2 — последовательность ЭДО

что свидетельствует о частичном перекрытии зон ЭДО. При снижении  $L$  до 5 мм и менее показатели эффективности стабилизировались на значении  $\Delta\sigma/\sigma_x = 60$  %, что свидетельствует о том, что при  $L$ , не превышающем 5 мм, имеет место гарантированное перекрытие зон электродинамического воздействия.

Таким образом, при заданных энергетических параметрах электродинамических воздействий ЭДО сплава МЛ10 целесообразно проводить с «шагом», не превышающим 5 мм.

Представленные результаты исследований показали, что с помощью ЭДО можно регулировать

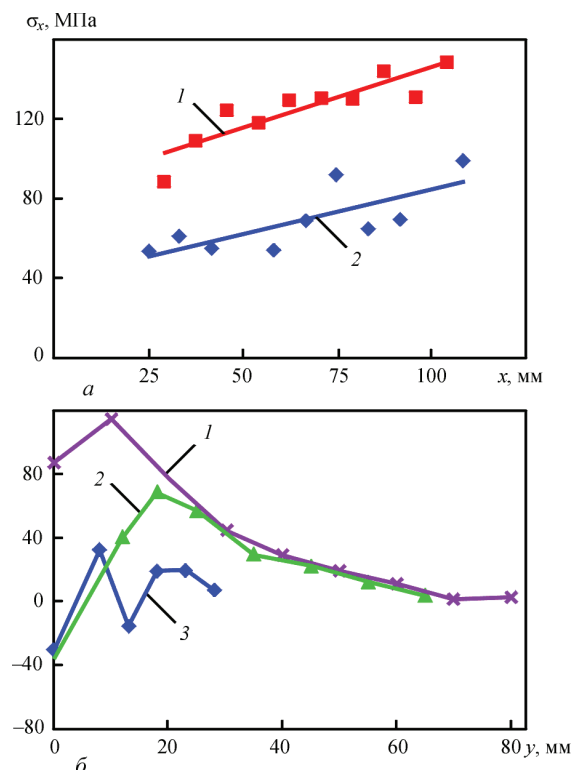


Рис. 7. Распределение напряжений  $\sigma_x$  в образце сварного соединения из сплава МЛ10 (рис. 2): а — кривая 1 —  $\sigma_x$  до ЭДО вдоль А-А (рис. 6, а), 2 —  $\sigma_x$  вдоль А-А после ЭДО № 1, где значение  $X = 0$  соответствует точке начала шва на рис. 6; б — 1 —  $\sigma_x$  до ЭДО вдоль Б-Б, 2 —  $\sigma_x$  после ЭДО № 1 вдоль Б-Б, 3 —  $\sigma_x$  после ЭДО № 1 и 2 вдоль Б-Б

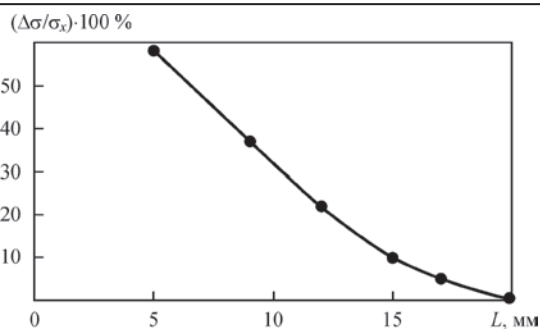


Рис. 8. Влияние расстояния  $L$  между зонами ЭДО на эффективность обработки  $\Delta\sigma/\sigma_x$

уровень остаточных напряжений на поверхности сварных соединений из сплава МЛ10. После ЭДО значения остаточных сварочных напряжений существенно понижаются. Применение электродинамических воздействий может положительно сказаться на характеристиках усталостной прочности сварных соединений из магниевого сплава МЛ10 при циклических нагрузках, что позволит повысить эксплуатационный ресурс авиационных конструкций из магниевых сплавов [2].

Конкурентоспособность авиационных изделий, особенно пассажирских и транспортных самолетов, в значительной степени определяется их оптимальными весовыми характеристиками. Так, масса конструкции при заданном взлетном весе и проектном ресурсе должна быть минимальной.

Стремление к достижению ресурса в 60...80 тыс. летных часов при условии минимизации массы конструкции требует внедрения в производство новых материалов и различных методов повышения усталостной долговечности как регулярных зон, так и зон конструктивной нерегулярности.

Для уменьшения количества авиационного топлива, которое не вырабатывается и не сливается, в стрингерах нижних панелей крыла (рис. 9, а) выполняют отверстия для его перетекания (рис. 9, б). Эксплуатация и наземные испытания самолетов показывают, что такие отверстия являются очагами образования усталостных трещин и могут привести к преждевременному разрушению конструкции крыла. С этой проблемой столкну-

лись на этапе ресурсных испытаний ближнемагистрального пассажирского самолета SSJ-100, многоцелевого самолета Бе-200 и др. [4].

Для повышения выносливости нижних панелей крыла самолета в зоне отверстий для перетекания топлива используют различные технологические приемы, большинство из которых базируется на местном глубоком пластическом деформировании (МГПД) в зоне отверстия. К таким методам относятся барьерное обжатие и дорнование, применяемые как раздельно, так и совместно, основанные на локальном деформировании материала и создании остаточных напряжений сжатия в зоне повышенной концентрации [7].

Барьерное обжатие заключается во вдавливании на некотором расстоянии от отверстия цилиндрического пуансона заданного профиля, в результате чего в области отверстия образуются поля сжимающих остаточных напряжений, повышающие его долговечность (рис. 10).

Дорнование заключается в протяжке с натягом через отверстие специализированного цилиндрического инструмента-дорна, приводящей к выдавливанию части материала на поверхность детали, интенсивному пластическому деформированию отверстия и, как следствие, образованию сжимающих напряжений.

Несмотря на высокую эффективность данных методов МГПД, повышающих усталостную долговечность отверстий в диапазоне от 1,5 до 10 раз [4, 7] в зависимости от материала и толщины стрингера, им присущи определенные недостатки. Так, оборудование для реализации методов МГПД является достаточно габаритным [4], а технологический цикл обработки одного отверстия занимает достаточно продолжительное время.

Перспективным представляется использование ЭДО для реализации МГПД, основанное на нормальном индентировании профилированного пуансона в зоне отверстия при электродинамическом воздействии ИЭТ. Преимуществами ЭДО по сравнению с традиционными методами МГПД является высокая мобильность позиционирования рабочего инструмента, что позволяет осущест-

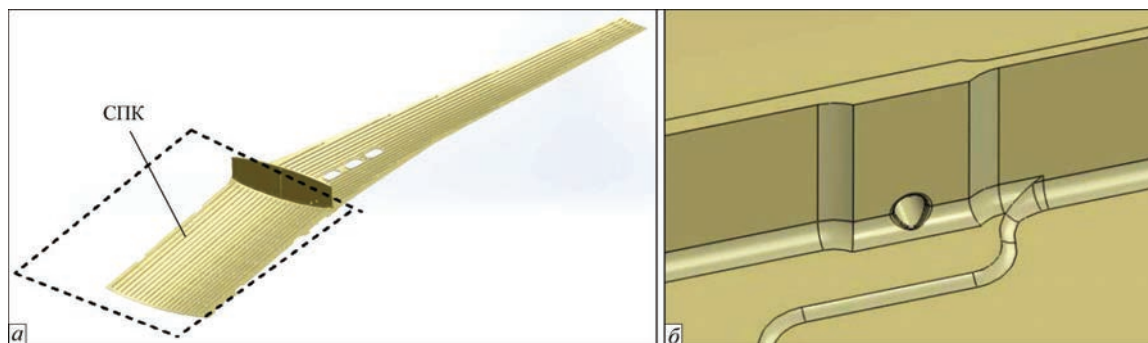


Рис. 9. Внешний вид нижней панели крыла самолета: а — общий вид стрингерной панели крыла (СПК); б — отверстие для перетекания топлива в стрингере



влять обработку отверстий в различных пространственных положениях, в том числе и на эксплуатируемых авиационных конструкциях. При этом время обработки одного отверстия (без учета установки инструмента) по сравнению с МГПД во много раз меньше.

Исследовали различные схемы МГПД методом ЭДО (МГПД ЭДО), направленные на создание области сжимающих напряжений в зоне отверстия, а также пластического деформирования его поверхности (рис. 11).

Схема разрядного контура для МГПД ЭДО представлена на рис. 11, а. Опираемый на жесткое основание стрингер 2 помещали между пуансоном 1 и матрицей 3. Пуансон жестко связан с диском 6 из неферромагнитного материала, являющимся подложкой для плоского индуктора 5. При запуске разрядного цикла конденсатора С контактором К, между индуктором и диском индуцируется электродинамическая сила, стремящаяся оттолкнуть их друг от друга, вектор которой направлен по нормали к плоскости стрингера. Воздействие электродинамической силы на пуансон и матрицу инициирует их нормальное внедрение в обрабатываемый материал, обеспечивая тем самым МГПД в зоне отверстия.

Учитывая особенности традиционных схем, описанных выше [4, 7], электродинамическое воздействие использовали как силовой фактор, обеспечивающий динамическое внедрение рабочего инструмента в обрабатываемый металл. Предложены три схемы МГПД ЭДО, такие как ЭДО-дорнование (рис. 11, б), совместное ЭДО-дорнование-обжатие (рис. 11, в), ЭДО-обжатие (рис. 11, г).

Отличием ЭДО-дорнования от традиционного является использование, вместо протягиваемого через отверстие дорна, цилиндрических пуансона 1 и матрицы 3, рабочие поверхности которых выполнены в виде усеченных конусов (рис. 11, б). Электродинамическое воздействие инструментов на обрабатываемый металл обеспечивает МГПД поверхности отверстия стрингера 2. При этом интенсивность пластического деформирования можно регулировать изменением уровня запасенной энергии и количества ИЭТ.

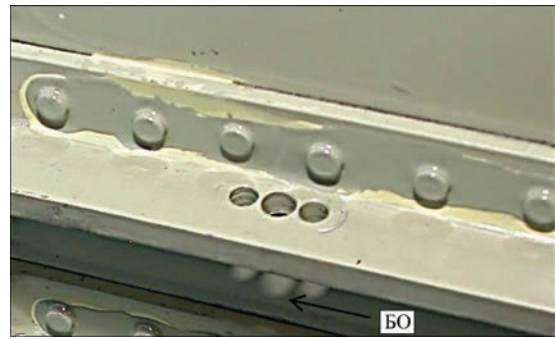


Рис. 10. Стрингер нижней панели крыла с системой из трех отверстий, упрочненных барьерным обжатием (БО), контур которого указан стрелкой

Совместное ЭДО-дорнование-обжатие (рис. 11, в) является развитием ЭДО-дорнования, где профилированные пуансон 1 и матрица 3, кроме МГПД собственно отверстия, обеспечивают обжатие металла на поверхности стрингера за зоной отверстия. При этом конусные части инструмента, внедряемые в обрабатываемую поверхность в процессе МГПД, обеспечивают центровку пуансона и матрицы относительно кромки отверстия.

При ЭДО-обжатии (рис. 11, г) центровка пуансона 1 и матрицы 3 относительно отверстия в стрингере 2 осуществляется посредством цилиндрической направляющей втулки 4.

Исследования эффективности различных схем МГПД ЭДО проводили на образцах алюминиевого сплава Д16 (рис. 12), используемого в авиационном при изготовлении стрингерных панелей крыла самолета. Геометрические характеристики образцов показаны на рис. 12, а.

Образцы обрабатывали при трех описанных схемах МГПД ЭДО на режиме, соответствующем уровню запасенной энергии электродинамического воздействия не более 800 Дж сериями от 5 до 15 ИЭТ. Количество ИЭТ в цикле МГПД ЭДО определялось типом используемого инструмента. Так, минимальное количество ИЭТ, равное 5, соответствовало ЭДО-дорнованию (рис. 11, б), а равное 15 — совместному ЭДО-дорнованию-обжатию (рис. 11, в).

После обработки зоны отверстий регистрировали уровень остаточных напряжений сжатия  $\sigma$  в зоне предполагаемого распространения усталост-

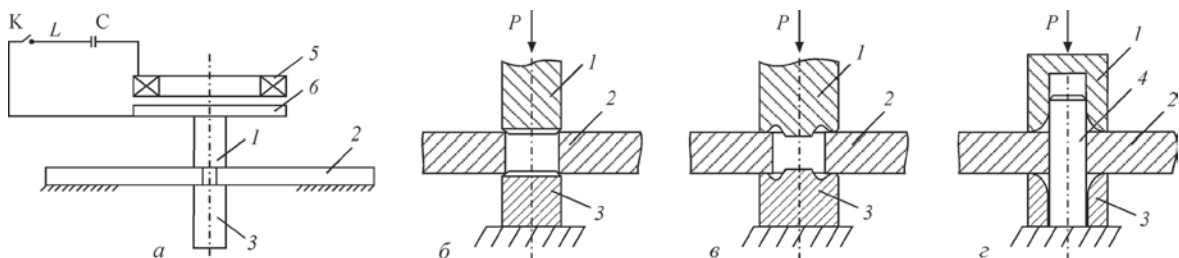


Рис. 11. ЭДО технологических отверстий: а — схема разрядного контура для МГПД ЭДО технологических отверстий; б — ЭДО-дорнование; в — совместное ЭДО-дорнование-обжатие; г — ЭДО-обжатие; 1 — пуансон; 2 — стрингер с отверстием; 3 — матрица; 4 — направляющая втулка; 5 — индуктор; 6 — диск; К — контактор; С — конденсатор; Р — электродинамическое воздействие

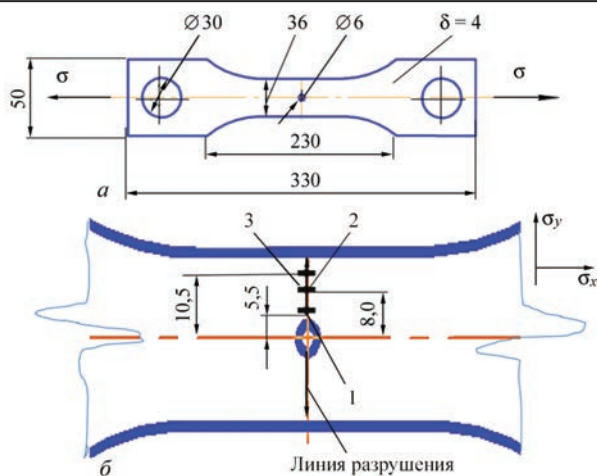


Рис. 12. Внешний вид образца стрингера с технологическим отверстием диаметром 6 мм из сплава Д16 для испытаний на сопротивление усталостному разрушению: а — геометрические характеристики образца ( $\sigma$  — направление прикладываемой нагрузки); б — зоны контроля остаточных напряжений (1...3 — измеряемые точки)

ной трещины (в точках 1–3), указанной стрелками на рис. 12, б, где также показаны направления компонент  $\sigma_x$  и  $\sigma_y$ . Для оценки напряженного состояния использовали неразрушающий метод приповерхностных акустических волн [8], что позволяло сохранять целостность образцов для последующих механических испытаний на сопротивление замедленному разрушению. Максимальное значение сжимающих  $\sigma_x$  в точке 1 достигало –80 МПа, 2 — –40 и 3 — –105 МПа, а  $\sigma_y$  — в точках 1 и 2 — –95 МПа, 3 — –120 МПа.

Испытания образцов проводили при мягком нагружении с текущей регистрацией количества циклов  $N$  до разрушения по отнулевому циклу нагрузки растяжением  $\sigma_{\max} = 200...203$  МПа. Значения

$N$  получены для свободного отверстия, а  $N_{\text{ЭДО}}$  — для обработанных. Испытания, результаты которых представлены в табл. 2, выполняли на установке, показанной на рис. 13.

Зависимость  $\sigma_{\max} = f(N)$  в логарифмических координатах для различных схем МГПД ЭДО представлена на рис.14, где также показана усталостная кривая 1 для образцов со свободным отверстием (без МГПД ЭДО).

Анализируя данные табл. 2 и рис. 14, можно видеть, что МГПД ЭДО, реализуемые на основе ЭДО-дорнования (строки 2, 3) и ЭДО-дорнования-обжата (4), повышают сопротивление замедленному разрушению образцов в зоне отверстия при  $\sigma_{\max} \sim 200$  МПа, определяемое отношением  $N_{\text{ЭДО}}/N$ , в 1,6 раза, а ЭДО-обжатие (5, 6) — в 2,5 раза.

На основании приведенных данных можно заключить, что предлагаемые схемы МГПД ЭДО позволяют повысить сопротивление разрушению технологического отверстия и учитывая возможности метода, такие как компактность и быстродействие оборудования, а также мобильность позиционирования рабочего инструмента, представляются перспективными для применения в производстве.

В то же время существуют возможности для повышения эффективности МГПД ЭДО, базируемые на расчетно-экспериментальных оценках, например [9]. Так, оптимизация формы рабочих конусов пуансона и матрицы для предлагаемых схем обработки, учитывающая скорость и величину динамического нагружения при нормальном внедрении инструмента в обрабатываемый материал, позволит обеспечить параметры напряженно-деформированного состояния металла в зоне отвер-

Таблица 2. Результаты испытаний образцов сплава Д16 с отверстием диаметром 6 мм после МГПД

Номер п/п	Схема МГПД ЭДО	Номер образца	$\sigma_{\max}$ , МПа	$N^*$	$N_{\text{ЭДО}}$	$N_{\text{ЭДО}}/N^*$
1	-	Свободное отверстие	202	11000	-	-
2	ЭДО-дорнование	1	203	-	19000	1,72
3		1*	202	-	16000	1,45
4	ЭДО-дорнование-обжатие	2*	203	-	17500	1,6
5	ЭДО-обжатие	3	201	-	27000	2,45
6		3*	200	-	28000	2,54

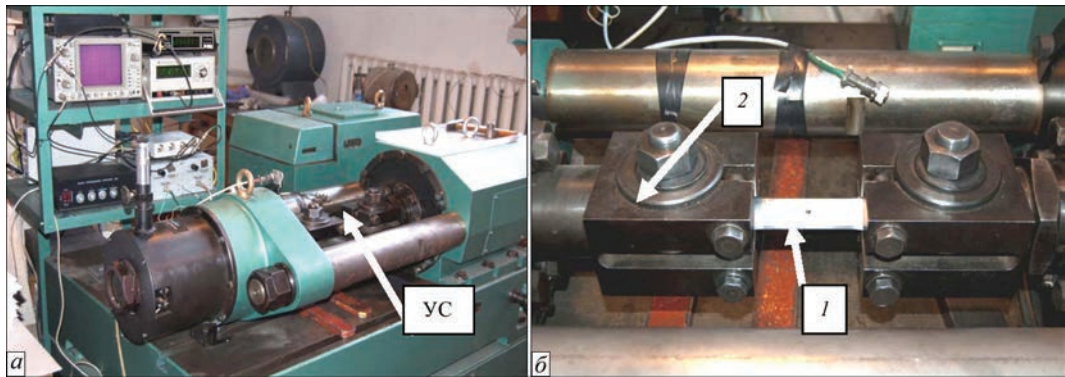


Рис. 13. Установка для усталостных испытаний образцов: а — общий вид (УС — устройство силовонагружения); б — УС (1 — образец стрингера с отверстием; 2 — блок захватов)

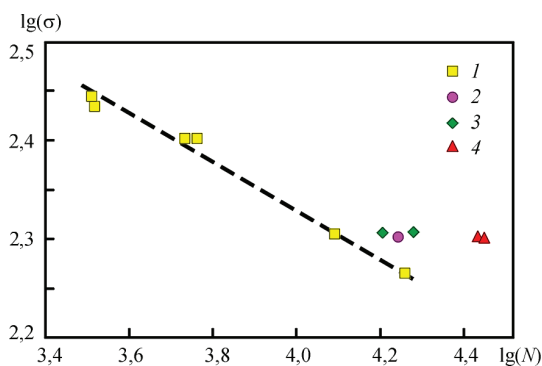


Рис. 14. Результаты испытаний при отнулевом цикле нагрузки величиной  $\sigma_{\max}$  образцов сплава Д16 с отверстием диаметром 6 мм при различных схемах МГПД ЭДО, где номера образцов соответствуют схемам в табл. 2;  $N$  — количество циклов до разрушения; кривая — сопротивление разрушению отверстия без МГПД ЭДО (1 — свободное отверстие; 2 — образец 2\*; 3 — 1, 1\*; 4 — 3, 3\*

ствия, необходимые для эффективного торможения разрушения.

Результаты работы были апробированы в лаборатории прочности летательных аппаратов Национального аэрокосмического университета им. Н. Е. Жуковского «ХАИ».

На основании проведенных исследований по ЭДО сварных ремонтных соединений из магниевого сплава МЛ10 и технологических отверстий в алюминиевом сплаве Д16 можно заключить, что электродинамические воздействия позволяют в широком диапазоне регулировать напряженное состояние элементов тонколистовых конструкций из легких сплавов. Так, ЭДО сварных соединений магниевого сплава обеспечивает переход остаточных сварочных напряжений растяжения в сжимающие, а обработка сплава алюминия инициирует в нем поля сжимающих напряжений, повышая стойкость металла к замедленному разрушению при циклических нагрузках.

Развитие метода ЭДО для использования в различных технологических процессах позволит увеличить эксплуатационный ресурс металлических конструкций из легких сплавов.

## Выводы

1. Разработан и изготовлен генератор импульсного электрического тока (ИЭТ) нового поколения с управляемыми амплитудно-частотными характеристиками ИЭТ для электродинамической обработки (ЭДО) тонколистовых металлических конструкций, что позволяет расширить возможности электродинамических воздействий за счет управ-

ляемой синхронизации динамической и электроимпульсной составляющих ЭДО.

2. Исследовано влияние ЭДО на снижение уровня остаточных напряжений в сварных соединениях из магниевого сплава МЛ10. Установлено, что с помощью ЭДО можно регулировать напряженное состояние сварных соединений из сплава МЛ10, достигая при этом сжимающих напряжений.

3. Показано, что местное пластическое деформирование с применением ЭДО образцов стрингера крыла самолета из алюминиевого сплава Д16 в зоне технологических отверстий повышает сопротивление замедленному разрушению в 1,6...2,5 раза.

1. Шаломеев В. А. Заварка поверхностных дефектов лития из сплава Мл-10 скандийсодержащим материалом / В. А. Шаломеев, Э. И. Цивирко, И. А. Петрик [и др.] // Автоматическая сварка. — 2009. — № 3. — С. 34–38.
2. Лобанов Л. М. Ремонтная сварка промежуточных корпусов из жаропрочного магниевого сплава МЛ-10 с применением электродинамической обработки / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, А. В. Черкашин // Автоматическая сварка. — 2012. — № 11. — С. 31–36.
3. Лобанов Л. М. Исследование остаточных напряжений в сварных соединениях жаропрочного сплава МЛ10 с применением электродинамической обработки / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. В. Савицкий [и др.] // Проблемы прочности. — 2014. — № 6. — С. 33–41.
4. Заруцкий А. В. Экспериментальное исследование долговечности образцов с упрочненными отверстиями. Сообщение 2. Программное нагружение / А. В. Заруцкий // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов: сб. науч. тр. Нац. Аэрокосм. ун-та им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». — 2014. — Вып. 2(78). — С. 57–65.
5. Лобанов Л. М. Методика определения остаточных напряжений в сварных соединениях и элементах конструкций с использованием электронной спекл-интерферометрии / Л. М. Лобанов, В. А. Пивторак, В. В. Савицкий [и др.] // Автоматическая сварка. — 2006. — № 1. — С. 25–30.
6. Лобанов Л. М. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, В. П. Логинов // Автоматическая сварка. — 2007. — № 6. — С. 11–13.
7. Гребеников А. Г. Экспериментальное исследование влияния последовательного применения дорнования и барьерного обжата на усталостную долговечность стрингеров в зоне отверстия для перетекания топлива / А. Г. Гребеников, Г. А. Кривов, Е. Т. Василевский // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». — 2009. — Вып. 43. — С. 54–64.
8. Гуца О. И. Контроль напряжений на основе использования подповерхностных акустических волн / О. И. Гуца, В. Н. Смиленко, В. Н. Кот // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. — 2009. — № 1. — С. 11–13.
9. Фомичев П. А. Прогнозирование долговечности элементов конструкций с упрочненными отверстиями при регулярном нагружении / П. А. Фомичев, А. В. Заруцкий // Открытые информационные и компьютерные интегрированные технологии: сб. науч. тр. Нац. аэрокосм. ун-та им. Н. Е. Жуковского «ХАИ». — 2014. — Вып. 64. — С. 84–93.

Поступила в редакцию 22.12.2015



# ВОЗМОЖНОСТЬ СНИЖЕНИЯ РОСТА ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОЙ ПРОСЛОЙКИ ПРИ ПАЙКЕ СТАЛИ ПРИПОЯМИ СИСТЕМЫ МЕДЬ–ФОСФОР

А. Н. ПИСАРЕВ, **В. Ф. ХОРУНОВ**, С. В. МАКСИМОВА, В. Н. ТОВМАЧЕНКО

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

Паяные соединения широко применяются при создании конструкций в разных отраслях промышленности. Их эксплуатационные свойства зависят от надежности работы паяных соединений. Одной из причин низких свойств паяных конструкций является образование сплошных непрерывных прослоек хрупких интерметаллидных соединений вдоль границы раздела паяный шов–паяемый металл. В данной работе рассмотрены некоторые закономерности формирования фосфидов железа при пайке стали припоями на основе системы медь–фосфор. На основании литературных данных и термодинамических расчетов предпринята попытка снизить скорость их образования и роста за счет легирования марганцем, титаном, никелем. При взаимодействии паяемого металла с жидким припоем на межфазной границе могут протекать два взаимно противоположных процесса: растворение твердого металла в жидком и диффузия атомов жидкого металла в твердый с образованием химических соединений. Исследование фазового и химического состава зоны взаимодействия показало, что она состоит из твердого раствора на основе меди и фосфидов  $\text{Fe}_2\text{P}$  и  $\text{FeP}$ , образующихся на границе раздела в виде непрерывной прослойки. Термодинамическая вероятность образования фосфидов подтверждена расчетом изобарно-изотермического потенциала соответствующих реакций. Изучение фазовых равновесий и взаимной растворимости компонентов и соединений разреза  $\text{Fe}_2\text{P}$ – $\text{Cu}_3\text{P}$ – $\text{Ni}$  четверной системы  $\text{Fe}$ – $\text{Ni}$ – $\text{Cu}$ – $\text{P}$  показало, что никель и его фосфиды, могут образовывать непрерывные твердые растворы как с железом, так и с медью. Подобие кристаллических решеток медного раствора и фосфида железа и их параметров указывают на то, что введение  $\text{Ni}$  в медно-фосфорный припой при пайке будет способствовать их растворению в паяном шве. Библиогр. 11, рис. 3.

*Ключевые слова:* пайка, припой медно-фосфорный, растворимость интерметаллидов, термодинамические расчеты, диффузия, фосфиды, рентгенограмма, фаза

Пайка большинства конструкционных материалов и, в частности, сталей медно-фосфорными припоями не обеспечивает достаточно прочного соединения. Однако, учитывая, что сплавы этой системы дешевы и выпускаются отечественной промышленностью в широком ассортименте, для производства представляет интерес проблема создания медно-фосфорного припоя, пригодного для пайки сталей [1, 2].

Основная сложность заключается в том, что эти припои в настоящее время неприменимы для пайки сплавов на основе железа, из которых изготавливается большая часть паяных изделий, ввиду образования на границе шов–паяемый металл сравнительно широких хрупких прослоек фосфида железа [1]. Учитывая, что наличие прослойки интерметаллидов в зоне паяного шва может стать причиной разрушения соединения, мы попытались установить некоторые закономерности формирования фосфидов и возможность снижения их роста при пайке стали припоями системы медь–фосфор.

Для экспериментов было выплавлено 30 сплавов. Исходным материалом для приготовления образцов были порошки с содержанием в масс. долях:  $\text{Fe}$  (0,9999),  $\text{Ni}$  (0,9998),  $\text{Cu}$  (0,9999) и красный фосфор (0,9999). Предварительно получа-

ли фосфиды  $\text{Fe}_2\text{P}$  и  $\text{Cu}_3\text{P}$ , спекая спрессованную шихту в кварцевых ампулах при 1170...1220 К в течение 24 ч. В дальнейшем полученные фосфиды ( $\text{Fe}_2\text{P}$  и  $\text{Cu}_3\text{P}$ ) и  $\text{Ni}$  сплавляли в электродуговой печи на медном водоохлаждаемом поду в атмосфере аргона; состав образцов контролировали взвешиванием (отклонение массы образцов от массы шихты не превышало 2 %). Гомогенизирующий отжиг проводили при 870 К в вакуумированных кварцевых ампулах на протяжении 1000 ч и закаляли. Для изучения фазового состава образцов при комнатной температуре кварцевые ампулы постепенно охлаждали от 870 К до комнатной температуры на протяжении 200 ч.

Рентгеновский фазовый анализ производили путем сравнения с известными рентгенограммами чистых элементов и соединений. Рентгенограммы снимали в цилиндрической камере Дебая ( $d = 57,3$  мм) в хромовом излучении с ассиметрической закладкой пленки.

На основе обзора литературы [3, 4] и прямых экспериментов, основанных на исследовании структуры паяных соединений стали, полученных с использованием медно-фосфорных припоев, установлено, что сплошная прослойка интерметаллида в паяном шве образуется в том случае,

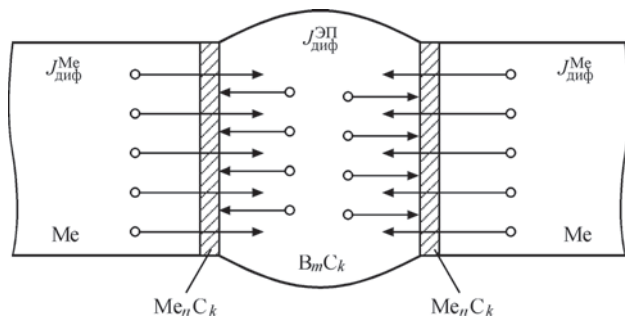


Рис. 1. Схема взаимной диффузии твердого паяемого металла и жидкого припоя при пайке:  $J^{\text{Me}}_{\text{диф}}$  — диффузия твердого паяемого металла в жидкий припой;  $J^{\text{ЭП}}_{\text{диф}}$  — диффузия жидкого припоя в твердый паяемый металл;  $B_m C_k$  — паяный шов;  $Me_n C_k$  — прослойка интерметаллида

когда растворимость элементов припоя и паяемого металла друг в друге незначительна или полностью отсутствует, а степень их химического сродства — высокая.

При взаимодействии паяемого металла с жидким припоем (после завершения смачивания) на межфазной границе могут протекать два взаимно противоположных процесса: растворение твердого металла в жидком и диффузия атомов жидкого металла в твердый (рис. 1).

Образование интерметаллидной прослойки на границе твердого паяемого металла и жидкого припоя возможно:

- в результате химических реакций между паяемым металлом и жидким припоем при условии, что скорость роста интерметаллида больше скорости его растворения в паяном шве —  $V_{\text{рост.}} > V_{\text{раст.}}$ ;
- в результате обогащения жидкого припоя атомами паяемого металла по границе контакта.

Как показано в работе [5] рост интерметаллида при контакте твердого, более тугоплавкого металла и жидкого, более легкоплавкого, в первом приближении подчиняется закону:

$$\Delta^2 = C(t - t_0), \quad (1)$$

где  $C$  — концентрация;  $t$ ,  $t_0$  — время.

Из этого следует, что рост интерметаллида возможен или в сторону жидкой фазы, или в сторону твердого металла. Скорость протекания этого процесса определяется либо скоростью перехода атома твердого металла в пограничный слой жидкого, либо скоростью диффузии растворенных атомов из приграничного слоя в паяный шов. Эта зависимость имеет параболический характер, свойственный для термохимических процессов, впервые экспериментально была установлена Г. Тамманом, а затем теоретически получена К. Вагером [3]. Образовавшийся сплошной слой твердого продукта отделяет реагирующие вещества друг от друга, поэтому скорость их диффузионной доставки через толщину слоя интерметаллида ста-

новится основным фактором, определяющим общую скорость реакции [7].

При изучении процесса роста интерметаллида в системе жидкий припой–паяемый металл необходимо учитывать растворимость продуктов реакции. В жидкой фазе, если жидкость не насыщена компонентом твердого паяемого металла, то одновременно с ростом интерметаллида происходит его растворение. Поэтому общее изменение толщины слоя можно определить из разности скоростей растворения и роста.

Скорость растворения слоя интерметаллида описывается уравнением [8]:

$$\frac{dx}{dt_{\text{раст.}}} = b \exp(-at); \quad (2)$$

$$a = K(S/V); b = C_s K / \rho_{\text{инт.}} \varphi;$$

где  $K$  — константа скорости растворения;  $C_s$  — концентрация насыщения элементов в интерметаллиде;  $\rho_{\text{инт.}}$  — плотность;  $\varphi$  — содержание элементов в интерметаллиде;  $t$  — время растворения паяемого металла в припой.

В связи с тем, что процесс пайки характеризуется ограниченным объемом жидкого припоя в зазоре, константу скорости растворения можно найти из уравнения Бертоуда [6]:

$$\ln C_s^0 / (C_c^0 - C^0) = K(S/V)t.$$

Это уравнение описывает случай растворения полубесконечного тела, находящегося в контакте с площадью  $S$  и объемом  $V$  жидкого припоя в паяльном зазоре.

Скорость роста имеет вид:

$$\frac{dx}{dt_{\text{раст.}}} = \frac{K_0}{1 + \frac{K_0 x}{K_1}},$$

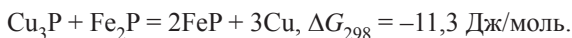
где  $K_0$  — химическая константа диффузии;  $K_1$  — физическая константа диффузии.

В связи с этим одной из задач настоящего исследования было изучение путей торможения роста прослойки интерметаллида за счет введения элементов, способствующих его растворению в паяном шве.

При взаимодействии железа с жидким медно-фосфорным припоем на границе раздела, как правило, образуются слои высших фосфидов, вызывающих охрупчивание паяных соединений.

Исследование фазового и химического состава зоны взаимодействия с помощью рентгеноструктурного анализа показало, что она состоит из фосфидов  $\text{Fe}_2\text{P}$  и  $\text{FeP}$  (рис. 2), термодинамическая вероятность образования которых подтверждена расчетом изобарно-изотермического потенциала соответствующих реакций [9], при пересчете ко-

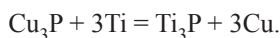
торого на константу равновесия оказалось, что во всех случаях она больше единицы.



Это значит, что при наличии в зоне реакции исходных веществ и при непрерывном отводе продуктов реакции из зоны, образование продуктов реакции в виде фосфидов железа неизбежно. Их микротвердость составляет  $HV_{20} 820 \dots 960$  МПа, толщина хрупкой прослойки, в зависимости от режимов пайки и содержания фосфора в припое, может достигать 40 мкм.

Из диаграммы состояния системы Fe–Cu–P, построенной по результатам термических и микроструктурных исследований, следует, что при содержании 2,5 мас. % соединения  $\text{Fe}_2\text{P}$  образование смешанных кристаллов (растворов) не наблюдалось, т.к. даже два сплава с 1 мас. %  $\text{Fe}_2\text{P}$  и 1 мас. %  $\text{Cu}_3\text{P}$  остались двухфазными после двухчасового отжига ниже эвтектической температуры (рис. 3). Для обеспечения смачивания припоем на основе Cu–P и одновременного исключения возможности образования фосфидов железа на границе сплавления следует подобрать такой легирующий элемент, который способствовал бы взаимному растворению между  $\text{Fe}_2\text{P}$  и  $\text{Cu}_3\text{P}$ ; между Fe и Cu. В связи с этим рассмотрено влияние легирующих элементов Me (где Me–Zn, Mn, Cd, Bi, Pb, Al, Ni, Sn, Ti, In) на фазовый состав квазитройной системы  $\text{Cu}_3\text{P}$ – $\text{Fe}_2\text{P}$ –Me.

Термодинамическая оценка показала возможность реакции фосфида меди с титаном при введении титана в сплав Cu–P:



Образовавшийся фосфид титана  $\text{Ti}_3\text{P}$ , обладая гексагональной решеткой, подобной фосфиду

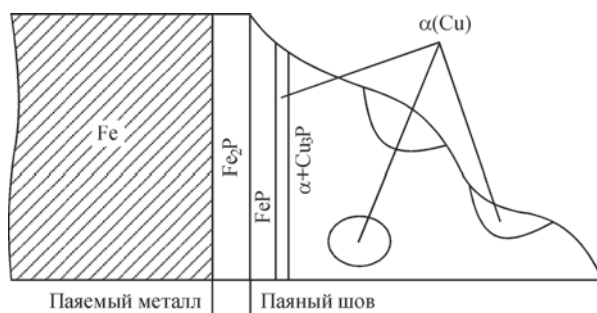
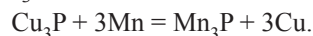


Рис. 2. Схема образования интерметаллидов при пайке железа медно-фосфорным припоем

меди  $\text{Cu}_3\text{P}$ , способен образовывать твердый раствор  $(\text{Cu}, \text{Ti})_3\text{P}$ . Данный твердый раствор при пайке препятствует взаимодействию железа с фосфором и исключает образование прослойки  $\text{Fe}_2\text{P}$ .

С увеличением содержания титана до 0,9 ат. долей на рентгенограмме наблюдались линии меди. Это свидетельствует о процессе восстановления  $\text{Cu}_3\text{P}$  до металлической меди с образованием фосфидов титана.

При введении марганца в сплав Cu–7 % P термодинамически вероятно образование фосфида марганца  $\text{Mn}_3\text{P}$  по реакции:



По литературным данным [8] при содержании 0,25 мол. % Mn сплав образует тройную фазу с гексагональной решеткой, подобной  $\text{Fe}_2\text{P}$ . Состав фазы не установлен, но, в то же время, фосфор в этих соединениях находится в связанном состоянии и исключает переход его при пайке в соединение с железом с образованием интерметаллида.

Образцы квазитройной системы  $\text{Cu}_3\text{P}$ – $\text{Fe}_2\text{P}$ –Mn, содержат фазы, которые присутствуют на квазибинарных разрезах —  $\text{Fe}_2\text{P}$ –Mn и  $\text{Cu}_3\text{P}$ –Mn, ограничивающих эту систему.

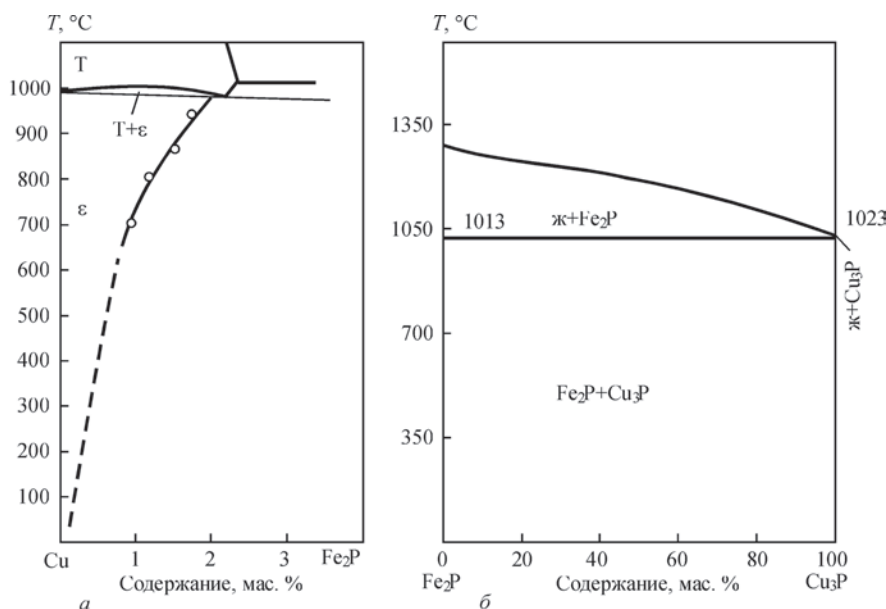


Рис. 3. Квазибинарный разрез  $\text{Fe}_2\text{P}$ –Cu (а) и  $\text{Fe}_2\text{P}$ – $\text{Cu}_3\text{P}$  (б) системы Fe–Cu–P [8]



Никель и его фосфиды могут образовывать непрерывные твердые растворы как с железом, так и с медью [10]. Подобие кристаллических решеток медного раствора и фосфида железа и их параметров указывают на то, что введение Ni в медно-фосфорный припой при пайке будет способствовать их растворению в паяном шве.

Поэтому, согласно правилу Курнакова [11], твердый раствор между соединениями лучше по свойствам, чем свойства отдельных соединений.

В четверной системе Fe–Ni–Cu–P на разрезе  $\text{Fe}_2\text{P}$ – $\text{Cu}_3\text{P}$ –Ni нами исследовано 30 сплавов в широком интервале концентраций.

Кроме ранее указанных фаз НРТР (непрерывный ряд твердых растворов) (Cu, Ni), (Fe, Ni)<sub>3</sub>P, (Fe, Ni)<sub>2</sub>P, FeP) нами обнаружена новая фаза (А), полученная в наиболее чистом виде при составе  $(\text{Fe}_2\text{P})_{0,6}(\text{Cu}_3\text{P})_{0,2}\text{Ni}_{0,2}$ , то есть —  $\text{Fe}_{1,2}\text{Ni}_{0,2}\text{Cu}_{0,6}\text{P}_{0,8}$ . Фаза А находится в равновесии с НРТР (Cu, Ni) и (Fe, Ni)<sub>3</sub>P, ее рентгенограмма подобна рентгенограмме фосфида  $\text{Co}_2\text{P}$ , обладающего структурой типа анти-PbCl<sub>2</sub>.

Так как в образце, содержащем фазу А, содержание фосфора меньше, чем в фосфидах со структурой анти-PbCl<sub>2</sub>, мы изготовили дополнительно 15 образцов состава (Fe, Ni, Cu)<sub>2</sub>P с разным соотношением атомов металлов и примыкающий к ним образец  $\text{Fe}_4\text{Cu}_2\text{P}_3$ . Изготовление последнего было необходимым для доказательства того, что А-фаза является четырехкомпонентным соединением, а не тройным фосфидом системы Fe–Cu–P. Фазовый анализ всех дополнительных образцов подтвердил, что фаза А является четверным фосфидом переменного состава  $\text{Fe}_{1,3-1,6}\text{Ni}_{0,2}\text{Cu}_{0,5-0,2}\text{P}$ , образующимся лишь после отжига при 870 К.

Образование четверного соединения (Fe, Ni, Cu)<sub>2</sub>P со структурой типа анти-PbCl<sub>2</sub>, свидетельствует о том, что морфотропный переход структурных типов анти-PbCl<sub>2</sub> связан с изменением электронной концентрации.

Проведенный анализ показывает, что введение в медно-фосфорный припой Mn, Ti или Ni улучшает качество паяного шва при пайке сплавов на основе железа. В квазитройной системе  $\text{Cu}_3\text{P}$ – $\text{Fe}_2\text{P}$ –Ni обнаружен фосфид  $\text{Fe}_{1,3-1,6}\text{Ni}_{0,2}\text{Cu}_{0,5-0,2}\text{P}$ , образующийся после отжига и обладающий ромбической структурой типа анти-PbCl<sub>2</sub>.

С термодинамической точки зрения процесс пайки следует вести при наименьшем перегреве и минимальном времени контакта с паемым металлом. Температура пайки должна быть более низкой, а скорость нагрева при выходе на рабочую температуру пайки наибольшей.

1. Mr. Owe Märs, Martin Strocizek, Ulrika Perrson. Erosion control of stainless steel brazing alloys // Proceedings from the 5th International Brazing and Soldering Conference, April 22–25, 2012, Las Vegas, Nevada, USA. – P. 169–173.
2. Лашко Н. Ф. Контактные и металлургические процессы при пайке / Н. Ф. Лашко, С. В. Лашко. – М.: Металлургия, 1977. 192 с.
3. Strength of brazed joints and metallurgical testing of Cu–4Sn–6P and Cu–40Zn–1Sn–0,3Si Silver-free filler metals / Matthew J. Duffey, Jacob T. Marchal, Matthew R. Loney et al. // International Brazing and Soldering Conference, Long Beach, USA, April 19–22, 2015, CD.
4. Microstructure and fracture morphology of Mo/CuCr18–Ni18 brazing joint with Ni–Cr–P filler metal / Li Yajiang, Wang Juan, Liu Kun, Zheng Deshuang // International Brazing and Soldering Conference, Long Beach, USA, April 19–22, 2015, CD.
5. Никитин В. И. Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твердые / В. И. Никитин. – М. Атомиздат, 1967. – 441 с.
6. Дыбков В. И. Твердофазная химическая кинетика и реактивная диффузия / В. И. Дыбков. – Киев: НАН Украины, 2002. – 135 с.
7. Получение диффузионных покрытий в среде легкоплавких металлов / В. Ф. Шатинский, О. М. Збожняя и др. – Киев: Наук. думка, 1976. – 203 с.
8. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: справочник; под ред. О. А. Баных. – М.: Металлургия, 1986. – 439 с.
9. JANAF. Thermochemical Tables/ 3-th ed. / M. W. Chase [et. al.] Thermal Group. Dow Chemical U.S.A., Midland, Michigan., – 1980. – P. 1856.
10. Матюшенко Н. Н. Кристаллические структуры двойных соединений: справочник / Н. Н. Матюшенко. – М.: Металлургия, 1969. – 303 с.
11. Металлиды и взаимодействие между ними / И. И. Корнилов. – М.: Наука, 1964. – 179 с.

Поступила в редакцию 02.02.2016

## Компания Ярдвэй Групп, КНР приглашает на работу трех инженеров-сварщиков

### Требования к кандидатам:

- ◆ степень бакалавра или выше по специальностям: сварка, машиностроение, электротехника и родственные специальности;
- ◆ мужчины, возраст 25–49 лет;
- ◆ базовое знание разговорного английского языка;
- ◆ интерес к китайской культуре, желание работать в КНР и других странах мира.

### Сферы деятельности

Послепродажное обслуживание сварочного оборудования на предприятиях клиентов.  
Модернизация существующего и разработка нового сварочного оборудования.

Приветствуется опыт работы в иностранных компаниях.

E-mail: masha@kiwayzh.com.

Tel: +8613809235810 (Kyiv time from 9:00-17:00). <http://www.yardwaygroup.com/>

# СПЛАВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ШНЕКОВ ЭКСТРУДЕРОВ И ТЕРМОПЛАСТАВТОМАТОВ

А. И. СОМ

ООО «Плазма-Мастер Лтд». 03680, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: info@plasma-master.com

Исследованы структура и свойства износо- и коррозионностойкого сплава системы Fe–Cr–V–Mo–Ni–C применительно к плазменной наплавке шнеков экструдеров и термопластавтоматов. Показано, что сочетание высокой износостойкости и пластичности сплава достигается за счет образования большого количества первичных карбидов ванадия VC и эвтектики, располагающейся в вязкой аустенитно-мартенситной матрице в виде отдельных колоний. Сплав обладает отличным формированием и высокой стойкостью наплавляемого валика к образованию трещин при наплавке, что позволяет наплавлять достаточно массивные детали без предварительного подогрева. Срок службы шнеков, наплавленных этим сплавом, в 3...5 раз превышает азотированные шнеки. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 10.

*Ключевые слова:* плазменно-порошковая наплавка, структура сплава, карбиды, карбидная эвтектика, износостойкость, коэффициент линейного расширения, формирование валика

Для повышения срока службы шнеков экструдеров и термопластавтоматов в мире широко применяют плазменно-порошковую наплавку рабочих поверхностей износостойкими сплавами [1–5]. Чаще всего для этих целей используют сплавы на основе никеля и кобальта. Во избежание трещин в наплавляемом слое детали предварительно подогревают до температуры 400...500 °С, а иногда применяют и сопутствующий подогрев.

Как показывает опыт, предварительный подогрев таких деталей не только усложняет процесс наплавки, но и заметно его удорожает. Кроме того, широкое применение никелевых и кобальтовых сплавов для наплавки шнеков скорее традиционно, чем вызвано необходимостью. Такие уникальные их свойства, как жаропрочность, горячая твердость, коррозионная стойкость и другие, хотя и важны в условиях работы шнековых машин, но не являются определяющими. Поэтому, по мнению автора, они с успехом могут быть заменены

на более дешевые и более износостойкие сплавы на основе железа.

К сожалению, известные промышленные сплавы на основе железа имеют такой же серьезный технологический недостаток, как и никелевые или кобальтовые сплавы, а именно повышенную склонность к образованию трещин при наплавке. Есть опыт применения для наплавки шнеков быстрорежущей стали 10P6M5, которая при определенном термическом цикле за счет эффекта мартенситного превращения может наплавляться без трещин [6]. Но, как показали производственные испытания, из-за недостаточной пластичности этой стали трещины в наплавленном слое могут образовываться в процессе эксплуатации и вызывать сколы, что недопустимо.

Автором данной статьи совместно с другими авторами специально для плазменно-порошковой наплавки шнеков был разработан новый износостойкий сплав системы Fe–Cr–V–Mo–C, стойкий

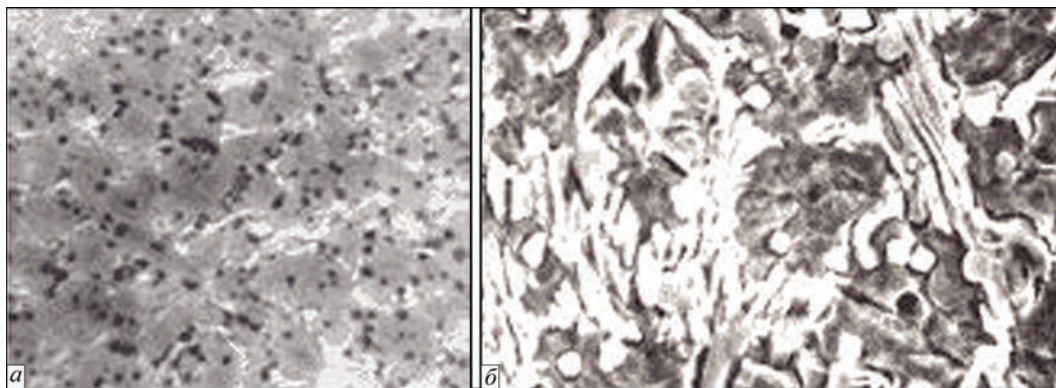


Рис. 1. Микроструктура наплавленного металла: а — оптический микроскоп (×500); б — электронный микроскоп (×3000)

против трещин [7]. Он относится к классу высокованадиевых чугунов. При его разработке максимально учитывались условия эксплуатации этих деталей и их конструктивные особенности.

В настоящей статье впервые подробно описаны свойства сплава для наплавки шнеков и опыт его промышленной эксплуатации.

**Структура и фазовый состав сплава после наплавки.** Микроструктуру и фазовый состав наплавленного металла исследовали с помощью оптической и электронной металлографии, а также методами рентгеноструктурного, микрорентгено-спектрального и химического фазовых анализов (исследования выполнены в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины).

Структура металла в исходном состоянии после наплавки (рис. 1) состоит из твердого раствора на основе железа, карбидной эвтектики и избыточных карбидов ванадия VC. Особенностью структуры является очень мелкое зерно (10...15 мкм) и веерообразная форма эвтектик, располагающихся в виде отдельных колоний, как бы внедренных в матрицу (рис. 1, а). Форма и строение эвтектических колоний хорошо видны на фотографии (рис. 1, б), полученной с помощью электронного растрового микроскопа JSM-35; тонкие пластинки эвтектических карбидов чередуются с твердым раствором, заполняющим промежутки между ними. Такое строение эвтектики обеспечивает сплаву сочетание высокой прочности и пластичности  $\sigma_b = 1000$  МПа,  $a_n = 25$  кг/см<sup>2</sup>.

Карбиды ванадия мелкие (до 5 мкм), имеют округлую форму и сравнительно равномерно распределяются по всему объему сплава. Общее количество карбидной фазы по данным химического фазового анализа составляют около 16 %. Как показал рентгеноструктурный анализ анодного осадка, в состав карбидной фазы помимо карбидов ванадия VC входят эвтектические карбиды на основе хрома типа  $Me_7C_3$ , молибдена типа  $Me_2C$

и карбиды цементитного типа  $Me_3C$ , в которых часть атомов железа замещена атомами других элементов. Матрица сплава представляет собой ( $\gamma + \alpha$ )-твердый раствор с микротвердостью  $HV_{25} = 400...450$ . В твердом растворе по данным микро-рентгеноспектрального анализа содержится около 15 % Cr, 3 % V, 2 % Mo, 5 % Ni.

Высокая степень легированности твердого раствора данными элементами существенно замедляет  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Как показывают исследования, выполненные на скоростном dilatометре при непрерывном охлаждении с высоких температур (рис. 2), точка начала мартенситного превращения Mn в зависимости от скорости охлаждения лежит на уровне 110...130 °C.

Благодаря этому в сплаве фиксируется до 60...80 % остаточного аустенита. Это благоприятно сказывается на пластичности сплава и позволяет релаксировать значительную часть напряжений, возникающих при быстром охлаждении в процессе наплавки.

**Структура и фазовый состав сплава после термической обработки.** При изготовлении шнеков обязательной технологической операцией является высокий отпуск, поэтому важно знать его влияние на структуру и свойства наплавленного металла. Исследования, выполненные на вакуумном дифференциальном dilatометре Шевенара, дают возможность судить о структурной чувствительности сплава к последующему нагреву и охлаждению.

Как видно из dilatометрической кривой (рис. 3) (нагрев и охлаждение со скоростью 150...170 град/ч) в наплавленном металле происходят фазовые  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  превращения. Критические точки выражены довольно четко: точка  $A_{c1}$  лежит на уровне 650 °C, точка  $A_{c3} = 850$  °C.

При охлаждении имеет место мартенситное превращение со значительным объемным эффектом. Следует отметить, что структурные превращения в металле, характеризующиеся уменьшением

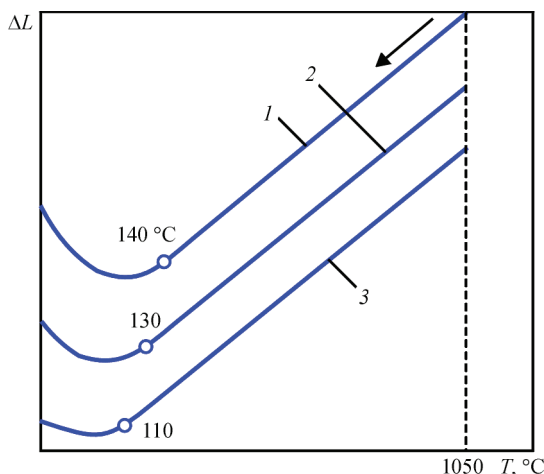


Рис. 2. Дилатометрические кривые при непрерывном охлаждении наплавленного металла с высоких температур

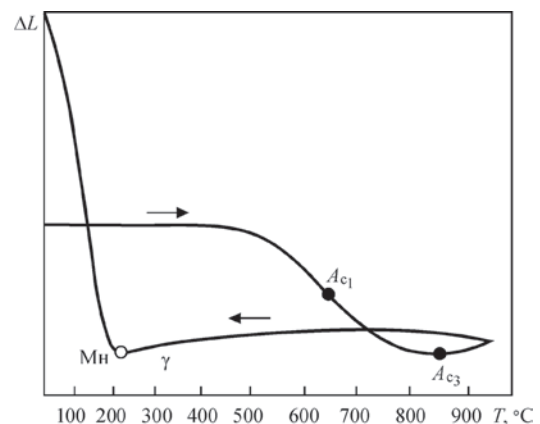


Рис. 3. Дилатометрическая кривая при непрерывном нагреве и охлаждении наплавленного металла  $V_{нагр.} = 150...170$  град/ч



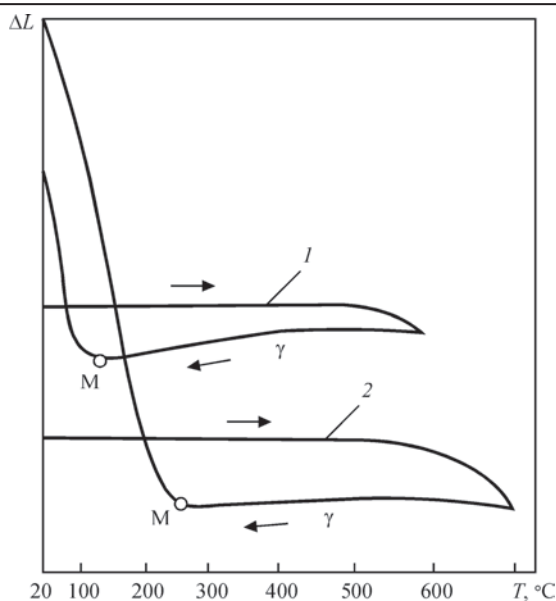


Рис. 4. Дилатометрические кривые отпуска наплавленного металла: 1 — 600 °С, 1 ч; 2 — 700 °С, 1 ч

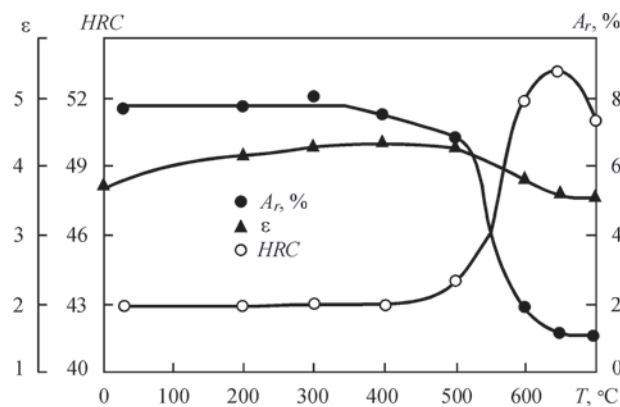


Рис. 5. Влияние температуры отпуска на твердость HRC, износостойкость  $\varepsilon$  и количество остаточного аустенита  $A_r$

ем объема (кривая загибается вниз), начинаются несколько раньше, примерно при температуре 550 °С. При этих температурах начинается выпадение из пересыщенного аустенита тонкодисперсных карбидов Cr, Mo и V.

Сказанное подтверждается дилатограммами отпуска при этих температурах (рис. 4), свидетельствующими о значительном объемном эффекте дополнительного мартенситного превращения, которое происходит в сплаве вследствие обеднения аустенита легирующими элементами и снижения его устойчивости против распада. Твердость наплавленного металла при этом повышается с HRC 43...44 до 52...53 (рис. 5). Максимальное ее значение достигается при температуре отпуска 650 °С. При этой же температуре наблюдается и максимальный распад аустенита. Увеличение длительности выдержки не вызывает заметного прироста твердости, поскольку наиболее интенсивное выпадение карбидов, по-видимому, происходит в начальный период.

После отпуска при 700 °С вследствие большего обеднения аустенита объемный эффект мартен-

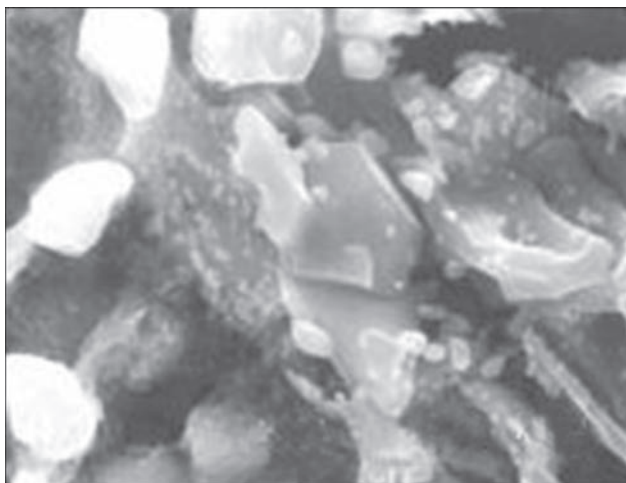


Рис. 6. Выделение тонкодисперсных карбидов в сплаве после отпуска при температуре 650 °С, 1 ч

ситного превращения выражен сильнее (см. рис. 4, кривая 2), хотя твердость наплавленного металла несколько ниже (см. рис. 5). Уменьшение твердости здесь по сравнению с отпуском при 650 °С происходит, по-видимому, из-за распада первоначального мартенсита и коагуляции карбидов.

Выделение дисперсных карбидов при отпуске сплава удалось выявить исследованиями с помощью электронного растрового микроскопа. На рис. 6 показаны характерные места выпадения этих карбидов. Зарождаются они как в зернах твердого раствора, так и в эвтектических колониях, по-видимому, в тех местах, где существуют наиболее благоприятные термодинамические условия для их образования: дислокации в мартенсите, границы фаз и др.

**Служебные свойства наплавленного металла.** Учитывая структурную чувствительность наплавленного металла к термической обработке, рассмотрим влияние отпуска на износостойкость и его механические свойства.

**Износостойкость.** Зависимость износостойкости наплавленного металла от температуры отпуска показана на рис. 5. Испытания проводили на лабораторной установке НК-М [8]. Абразивом служил мелкодисперсный кварцевый песок с размером зерен  $\leq 80$  мкм. В качестве эталона использовали образцы из отожженной стали 45.

Как видно из рис. 5, износостойкость наплавленного металла сначала в интервале температур отпуска до 400 °С растет, а затем несколько снижается. Это связано, прежде всего, с влиянием отпуска на количество и устойчивость остаточного аустенита в сплаве, который играет большую роль в процессах изнашивания [9, 10]. Положительная роль метастабильного аустенита состоит в том, что не только он сам хорошо сопротивляется абразивному изнашиванию, вследствие образования при трении в поверхностном слое мартенсита деформации, но и прочно удерживает от выкраши-

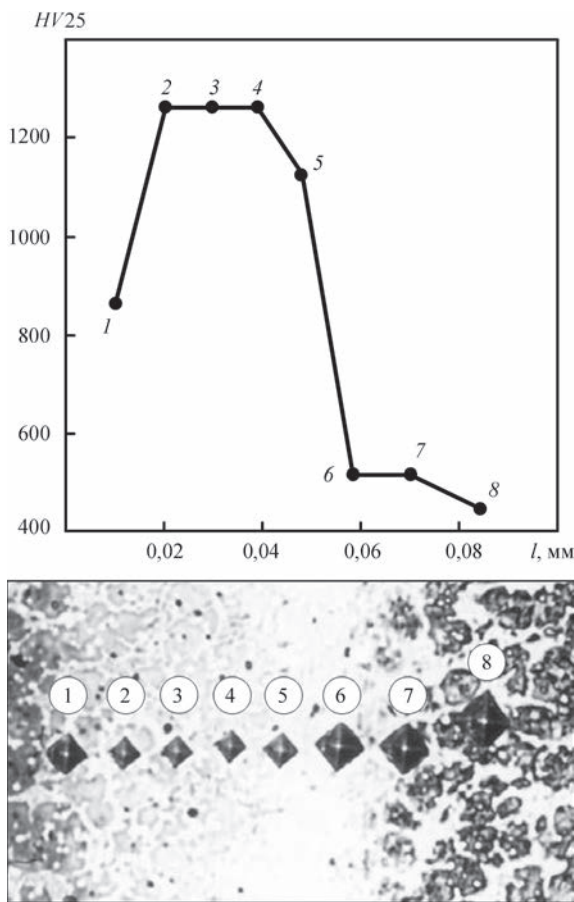


Рис. 7. Распределение твердости в азотированном слое наплавленного металла

вания мелкие карбиды ванадия. После низкого и среднего отпуска общее количество остаточного аустенита еще сохраняется, но вследствие диффузионного перераспределения углерода устойчивость его снижается, и создаются более благоприятные условия для образования мартенсита деформации, чем и можно объяснить наблюдаемое повышение износостойкости.

Высокий отпуск, особенно при 650 °С, вызывающий распад остаточного аустенита, приводит к некоторому снижению, по сравнению со средним отпуском, износостойкости сплава, хотя твердость в этом случае значительно выше.

Дополнительную износостойкость наплавленному металлу придает азотирование, которое, как правило, применяется для защиты остальной части шнека от износа при изготовлении новых деталей. Азотированный слой из-за высокой леги-

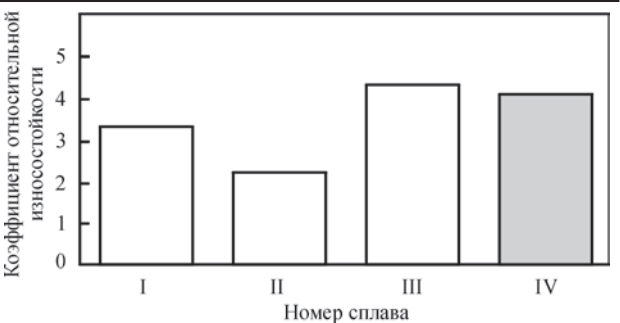


Рис. 8. Относительная износостойкость испытанных промышленных сплавов: I — ПГ-СР4; II — Stellite 6; III — Сормайт 1; IV — PMalloy 21

рованности металла получается неглубокий (до 0,05 мм), но очень твердый HV25 — 1288 (рис. 7). Благодаря этому, процесс изнашивания наплавленного металла, особенно на начальном этапе, существенно замедляется.

На рис. 8 приведены результаты сравнительных испытаний в одинаковых условиях рассматриваемого сплава и некоторых типичных представителей износостойких сплавов на основе Ni, Co и Fe. Химический состав испытанных сплавов приведен ниже в табл. 1.

Как видно из рис. 8, относительная износостойкость нового сплава как в исходном состоянии, так и после отпуска с азотированием заметно выше, чем у никелевого (ПГ-СР4) и кобальтового (Stellite 6) сплавов. После азотирования она становится также выше, чем у Сормайта 1.

*Коэффициент линейного расширения.* Коэффициент линейного расширения является важной характеристикой для оценки работоспособности наплавленного изделия в условиях повышенных температур. Чем ближе значения коэффициентов линейного расширения наплавленного и основного металлов, тем меньше уровень остаточных напряжений, меньше деформации наплавленной детали и в конечном итоге лучше условия работы биметаллической детали.

Результаты измерения коэффициентов линейного расширения (КЛР) рассматриваемого сплава при разных температурах приведены в табл. 2. Для сравнения приведены также данные для стали 40ХН, применяемой в качестве основного металла для изготовления шнеков.

Как видно из табл. 2 КЛР сплава в состоянии после наплавки и после термообработки, суще-

Таблица 1. Химический состав и твердость сплавов

Марка порошка (сплава)	Содержание элементов, мас. %											Твердость HRC
	C	Si	Mn	B	Cr	V	W	Mo	Ni	Co	Fe	
ПГ-СР4 (X15H75C4P4)	0,7	3,9	-	3,2	15,8	-	-	-	Ост.	-	≤ 3	58
ПГ-10K-02 (Stellite 6)	1,1	2,1	-	-	28,1	-	4,4	-	-	Ост.	-	42
ПГ-С1 (Сормайт 1)	2,7	2,9	2,7	-	28,6	-	-	-	4,3	-	Ост.	46
ПР-Х18ФНМ (PMalloy 21)	2,2	0,8	0,9	-	18,2	7,2	-	2,2	2,6	-	Ост.	43

Таблица 2. Сопоставление коэффициентов линейного расширения в зависимости от температуры нагрева

Материал	Состояние сплава	Коэффициент линейного расширения в интервале температур от 20 °С до						
		100	200	300	400	500	600	700
Сплав ПР-Х18ФНМ (PMalloy 21)	После наплавки	13,3	13,6	14,0	14,1	14,7	15,0	-
	После отпуска, 600 °С, 1 ч	10,5	10,7	10,8	11,0	11,5	11,8	11,2
Сталь 40ХН	Исходное	11,8	12,3	-	13,4	-	14,0	-

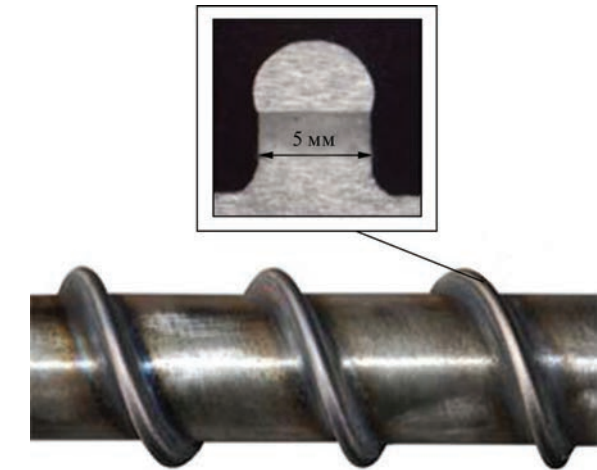


Рис. 9. Внешний вид и макрошлиф витка напавленного шнека диаметром 63 мм

ственно отличаются, что связано с большой разницей в количестве остаточного аустенита. До термообработки он заметно выше. После отпуска при 600 °С вследствие распада остаточного аустенита КЛР становится меньше, чем у стали 40ХН. При термической обработке напавленных деталей это должно приводить к перераспределению остаточных напряжений с образованием в напавленном слое напряжений сжатия, что, как известно, благоприятно сказывается на работоспособности деталей. С этой точки зрения, высокий отпуск является полезным.

При восстановлении изношенных деталей высокий отпуск может приводить к недопустимым деформациям, вызванным как разницей коэффициентов линейного расширения напавленного и

основного металлов, так и объемным эффектом превращений, происходящих в напавленном металле при отпуске. Поэтому в данном случае следует применять средний отпуск при температуре 400 °С, при которой структурные превращения в напавленном металле отсутствуют.

**Опыт промышленного использования сплава.** Разработанный сплав в виде порошка используется в промышленности для наплавки шнеков преимущественно в Украине фирмой «Плазма-Мастер Лтд». За более чем 20-летний период накоплен большой опыт по наплавке и эксплуатации напавленных деталей как при переработке простых, так и наполненных полимеров. В настоящее время сплав выпускается под торговой маркой PMalloy 21.

На практике наплавляют шнеки литейного и экструзионного оборудования диаметром от 32 до 250 мм и длиной от 600 до 5000 мм. Порошок PMalloy 21 обеспечивает прекрасное формирование напавленного металла (рис. 9) и при правильном выборе режимов наплавки полное отсутствие трещин в нем, даже на очень массивных деталях. Это важное технологическое преимущество данного сплава позволяет отказаться от предварительного подогрева заготовки и тем самым значительно упростить и удешевить процесс наплавки. Порошок можно с успехом применять как при изготовлении новых шнеков, так и при восстановлении изношенных деталей. В последнем случае за счет хорошего формирования напавленного металла механическая обработка сводится только к финишной шлифовке гребня витка по диаметру.

По сравнению с азотированными стойкость напавленных шнеков выросла в 3...5 раз в зависимости от вида перерабатываемых материалов. На рис. 10 показан внешний вид двух шнеков диаметром 45 мм термопластавтомата «Kuasy» после эксплуатации в одинаковых условиях при переработке наполненного полиамида 6.6.

Фотографии убедительно доказывают преимущество шнеков, напавленных сплавом PMalloy 21. В первом случае износ витков настолько велик, что от них почти ничего не осталось, а во втором они сохранились полностью. Несмотря на некоторый износ боковых поверхностей витков и впадин, шнек остается пригодным для дальнейшей эксплуатации и способен обеспечивать



Рис. 10. Внешний вид шнеков диаметром 45 мм после эксплуатации при переработке полиамида 6.6: а — азотированный шнек без наплавки; б — напавленный сплавом PMalloy 21 шнек с последующим азотированием



номинальную производительность переработки полимеров.

В настоящее время сплав PMalloy 21 с успехом используется и для наплавки других деталей – ножей дробилок для переработки вторичных полимеров, плунжеров гидросистем, осей, валов и т. п.

### Вывод

Комплексные исследования структуры и свойств разработанного сплава PMalloy 21 с и длительный опыт эксплуатации наплавленных шнеков убедительно показывают, что данный сплав по работоспособности с успехом может заменить сплавы на основе Ni и Co, традиционно применяемые в промышленности для наплавки этих деталей. Он более износостойкий, более технологичный и значительно дешевле.

1. Изготовление новых и восстановление изношенных червяков экструдеров плазменной наплавкой / А. М. Максимчук, Г. А. Месяц, В. Г. Нечипоренко [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1973. – № 8. – С. 22–23.
2. Lültsdorf P. Verschleissprobleme mit Zylinder und Schnecke beim Extrudieren / P. Lültsdorf // Reilloy-Bericht. – 1975. – № 4. – P. 1–8.

3. Plasma arc weld surfacing – new route to hardfacing screws // *Plastics Technology*. – 1977. – 23, № 10. – P. 17–19.
4. Górka J. Przemysłowe aplikacje napawania plazmowego proszkowego / J. Górka, A. Czupryński, T. Kik, M. Melcer // *Przegląd Spawalnictwa*. – 2011. – № 9. – P. 87–94.
5. Гладкий П. В. Плазменная наплавка / П. В. Гладкий, Е. Ф. Переплетчиков, И. А. Рябцев. – К.: «Екотехнологія», 2007. – 292 с.
6. Фрумин И. И. Плазменная наплавка червяков экструдеров полимерных машин / И. И. Фрумин, А. И. Сом, П. В. Гладкий // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка в машиностроении и ремонте: сборник статей. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1981. – С. 13–21.
7. Сом А. И. Новый износостойкий сплав для плазменной наплавки / А. И. Сом, П. В. Гладкий, Е. Ф. Переплетчиков // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы: сборник статей. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. – С. 7–11.
8. Юзвенко Ю. А. Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла / Ю. А. Юзвенко, В. А. Гавриш, В. Ю. Марьенко // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. – С. 23–27.
9. Позняк Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрипченко, С. И. Тимаев. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.
10. Попов В. С. Рентгеноструктурное исследование превращений в рабочей поверхности сплавов при абразивном изнашивании / В. С. Попов, Ю. И. Титух // М и ТОМ. – 1975. – № 1. – С. 24–27.

Поступила в редакцию 19.05.2016



## ВСЕУКРАЇНСЬКА КОНФЕРЕНЦІЯ «СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ. УДОСКОНАЛЕННЯ ПІДГОТОВКИ КАДРІВ»

7–9 вересня 2016 р.

м. Маріуполь

- Підвищення якості і ефективності процесів зварювання та інших споріднених технологій
- Проблеми проектування, виготовлення і експлуатації зварних конструкцій
- Система сертифікації продукції зварювального виробництва
- Фізико-хімічні процеси при зварюванні та споріднених процесах
- Контроль якості та надійність зварних конструкцій
- Енерго- та ресурсозбереження у зварюванні
- Удосконалення підготовки кадрів в умовах багаторівневої системи вищої освіти
- Математичне, фізичне, імітаційне моделювання, комп'ютерні та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах
- Механізація та автоматизація у зварюванні та споріднених процесах
- Матеріалознавство у зварюванні та споріднених процесах

РОБОЧІ МОВИ КОНФЕРЕНЦІЇ  
українська, російська, англійська

До початку роботи конференції будуть видані тези доповідей.

Найкращі доповіді будуть рекомендовані для видання в журналі «Вісник ДВНЗ «ПДТУ».

АДРЕСА ОРГАНІЗАЦІЙНОГО КОМІТЕТУ

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет (ПДТУ).  
87500, м. Маріуполь, Донецька обл., Україна, вул. Університетська 7.  
Тел. кафедри: (380) 629 44 65 91; (380) 629 44 62 16  
E-mail: pstu.edu.oitzy@gmail.com

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ (Обзор)

Г. И. ЛАЩЕНКО

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

На основании имеющихся публикаций выполнен анализ технологических возможностей послесварочной виброобработки и виброобработки в процессе сварки. Показано, что технология послесварочной виброобработки является эффективным средством снижения остаточных напряжений и повышения размерной стабильности балочных, рамных и корпусных конструкций (станкостроение, машиностроение, судостроение и др.), изготовленных из стали, титановых и алюминиевых сплавов. При этом по сравнению с высоким отпусканием в десятки раз снижаются энергозатраты и повышается производительность. Виброобработка в процессе сварки и наплавки является эффективным средством снижения остаточных напряжений, повышения механических свойств и служебных характеристик конструкций, улучшения свариваемости ряда марок сталей. Однако опыт промышленного использования этой технологии пока недостаточен для формирования четких рекомендаций по конкретным областям ее применения. Библиогр. 41, рис. 3.

*Ключевые слова:* сварные конструкции, остаточные напряжения, виброобработка, нестабильность размеров, повышение сопротивления усталости, свариваемость

Остаточные сварочные напряжения являются нежелательным сопутствующим фактором при образовании сварного соединения. Они, как правило, оказывают отрицательное влияние на точность, коррозионную стойкость, выносливость при динамических нагрузках и эксплуатационную надежность сварных конструкций [1]. Их негативное влияние на сварную конструкцию не всегда удается в нужной степени минимизировать с помощью досварочных, а также выполняемых в процессе сварки мероприятий. Поэтому в ряде случаев прибегают к послесварочной обработке, которая обычно заключается в термическом отпуске сварных конструкций.

В то же время известен ряд технологий, позволяющих снижать энергозатраты на послесварочную обработку сварных конструкций за счет применения проковки, ультразвуковой ударной обработки (высокочастотной механической проковки), дробеструйного наклепа, обработки взрывом, статического нагружения, вибрационной обработки и др. [2]. Все они имеют свои достоинства, недостатки и рациональные области применения.

Целью настоящей работы является анализ технологических возможностей вибрационной обработки и обоснование возможных областей ее промышленного использования.

**Послесварочная вибрационная обработка.** Послесварочную вибрационную обработку осуществляют посредством возбуждения в сварной конструкции низкочастотных механических колебаний. При этом возникают переменные напряжения, которые суммируются с остаточными свароч-

ными напряжениями. Под действием суммарных напряжений происходит микропластическая, а в определенных условиях и макропластическая деформации, способствующие перераспределению и снижению остаточных напряжений.

Виброобработку осуществляют в режиме нерезонансного и резонансного нагружения. Обработка на нерезонансных частотах имеет ограниченное применение и обычно пригодна для конструкций с малой жесткостью.

В случае резонансного вибрационного нагружения обеспечивается возникновение в металлоконструкции высоких амплитуд динамических напряжений, что существенно влияет на перераспределение напряжений во всем объеме материала.

Начиная с конца 1960 до 1990 гг. исследования процесса виброобработки и ее промышленное применение интенсивно осуществлялись в СССР, США, Великобритании, Польше, Китае и других странах. Основные результаты выполненных работ обобщены в ряде публикаций [3–10]. В 2000 г. интерес к послесварочной виброобработке также оставался достаточно заметным [11–22].

Известны различные технологические схемы послесварочной виброобработки металлоконструкций [8, 10].

Наиболее распространенная схема виброобработки предусматривает установку сварной конструкции на виброизолирующих опорах и крепление к ней вибровозбудителя с регулируемой частотой. Плавным изменением частоты колебаний от минимальной до максимальной регистрируют резонансные частоты системы «сварная конструкция–оснастка–вибровозбудитель». Затем

производят виброобработку на выбранных резонансных частотах.

Управление режимом виброобработки по этой и подобным схемам с дебалансным вибровозбудителем осуществляют энергетическим (по значению энергии, передаваемой в конструкцию), амплитудным (по сдвигу резонансного пика) и фазовым (по изменению фазового сдвига между вынуждающей силой и вынужденными колебаниями) методами.

В состав современного технологического комплекса для виброобработки входят: вибровозбудитель с двигателем переменного тока, акселерометр, измерительный усилитель, выпрямитель, инвертор, индикаторы частоты тока двигателя и амплитуды колебаний изделия, самописец или персональный компьютер [10, 12, 16].

При разработке технологии виброобработки возникает необходимость предварительно определения частоты собственных колебаний конструкции.

Для простых конструкций балочного типа с постоянной по длине жесткостью частота собственных колебаний  $\omega$  с достаточной точностью может быть определена по формуле [16]:

$$\omega = \frac{\pi^2 n^2}{l^2} \sqrt{\frac{EI_x}{m_0}}, \quad (1)$$

где  $n$  — номер формы собственных колебаний;  $l$  — длина пролета между виброопорами;  $EI_x$  — жесткость балки на изгиб в продольном направлении;  $m_0$  — масса единицы длины балки.

Как известно, номер формы собственных колебаний определяет число полуволн упругой оси балки при ее колебаниях.

При переходе на более высокую резонансную частоту увеличивается число полуволн по длине балки, соответственно чаще располагаются сечения, в которых возникают максимальные нормальные напряжения, вызванные вибрационным нагружением.

При определении резонансных частот и форм собственных колебаний для сложных конструкций переменной жесткости простые аналитические зависимости не могут быть использованы. Подобные расчеты рекомендуют проводить численными методами, в частности, методом конечных элементов. Так, в работе [16] для этих целей использовали программный пакет ANSYS, который позволяет определять собственные частоты модели и исследовать ее поведение под воздействием гармонически меняющихся нагрузок.

При обработке технологии для контроля изменения остаточных напряжений после виброобработки использовали сканер-дефектоскоп магнитоанізотропный «Комплекс-2». Прибор выдает

карты разности главных механических напряжений, концентраторов местных механических напряжений, а также коэффициента неоднородности распределения напряжений [16].

Для стабилизации геометрических размеров металлорежущего оборудования используют и так называемую конструктивную вибрацию. В этом случае вибронагружение базовых деталей станков осуществляют за счет технологических режимов резания заготовок. В работе [22] предложена методика определения динамической нагрузки для вибрационной обработки станин по этому способу.

Для устранения остаточных деформаций сварных конструкций предложено использовать комбинированное нагружение в виде статического растяжения или изгиба в сочетании с виброобработкой [5, 10]. Эти технологии не получили широкого промышленного распространения. Многолетний практический опыт показал, что послесварочная виброобработка является эффективным средством повышения размерной стабильности сварных конструкций [3–12]. На практике размерная нестабильность изделий, в том числе сварных конструкций, является результатом релаксационных процессов и ползучести, протекающих в материале и сварном соединении под воздействием приложенных конструкционных (эксплуатационных) и остаточных внутренних напряжений [6]. Особенно интенсивно процессы релаксации развиваются в сплавах с метастабильным фазовым и структурным состоянием (в сталях это превращение остаточного аустенита в мартенсит и отпуск мартенсита закалки).

На нестабильность размеров сварных конструкций влияет ряд конструктивно-технологических факторов: основной материал, конструктивная жесткость соединения, термдеформационный цикл, применяемые сварочные материалы.

В процессе производства нестабильность размеров сварных конструкций может проявляться на этапе механической обработки, в процессе вылеживания, при изменении температурных условий, а также в процессе эксплуатации под воздействием эксплуатационной нагрузки. Поэтому стабилизирующую вибрационную обработку обычно производят перед механической обработкой, либо дважды — перед черновой и перед чистовой механической обработками.

Виброобработка стальных металлоконструкций из углеродистых и низколегированных сталей позволяет уменьшить напряжения первого рода до 50...60 %, а второго — до 45 %.

В случае обработки конструкций из титановых сплавов напряжения первого рода снижаются до



60...65 %, а алюминиевых — до 70...75 % [4, 10, 11].

Стабилизирующую вибрационную обработку широко используют в станкостроении при изготовлении сварных и литых базовых деталей (основания, станины рамы, поперечины и др.), в судостроении (корпуса подводных лодок из титановых сплавов, корпусные стальные и алюминиевые детали судов и др.), в энергетическом, транспортном и других отраслях машиностроения, в том числе при изготовлении оборонной техники [8–12].

Энергетические затраты при послесварочной обработке металлоконструкций массой до 10 т и более примерно в 50 раз ниже, чем при общем отпуске, а производительность в 15...20 раз выше [10].

Что касается использования послесварочной виброобработки для повышения коррозионной стойкости сварных соединений, то можно сослаться на информацию, приведенную в работах [13, 14]. Ее явно недостаточно для определения рациональных областей использования послесварочной обработки для этих целей. Нужны дополнительные исследования.

Если говорить о возможности использования вибрационной обработки для повышения сопротивления усталости сварных соединений, то в некоторых работах высказано мнение о том, что можно ожидать даже снижение циклической долговечности вследствие накопления усталостных повреждений в процессе обработки [1, 7]. Получаемый результат во многом зависит от перегрузочных напряжений и длительности обработки. Поэтому, чтобы избежать возможного появления усталостных трещин на технологической стадии, разработана методика определения неповреждающих режимов вибрационной обработки сварных соединений, обеспечивающих снижение остаточных напряжений на заданную величину [15].

Эта методика базируется на использовании комплексной диаграммы предельных напряжений цикла, построенной в координатах максимальные напряжения  $\sigma_{\max}$  — средние напряжения  $\sigma_T$  (рис. 1). Линия 1 соответствует пределу выносливости  $\sigma_R$  сварного соединения (конструкции) и ограничена пределом выносливости при симметричном нагружении  $\sigma_{-1}$  и пределом прочности  $\sigma_B$ , а линия 2 — пределом циклической ползучести материала конструкции  $\sigma_{ц.п.п.}$ . Последняя ограничена пределом ползучести при статическом нагружении  $\sigma_n$  (допускается предел текучести  $\sigma_T$ ), и пределом выносливости, названным минимальным пределом циклической ползучести  $\sigma_{ц.п.}$ , при котором достигается заданное значение пластической деформации  $\varepsilon_{пл}$ . При разработке технологии виброобработки первоначально экспериментально определяется эпюра остаточных напряжений

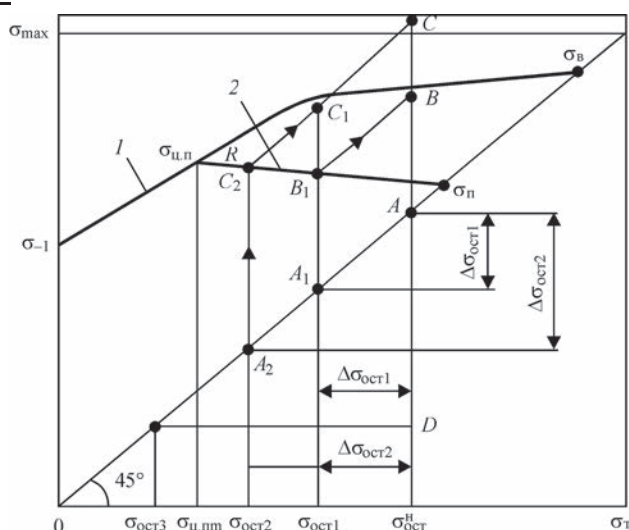


Рис. 1. Назначение неповреждающих режимов виброобработки металлоконструкций для снижения в них остаточных напряжений растяжения на величину не меньше заданной [15] (обозначения см. в тексте)

(ОН) в определенной зоне сварной конструкции и максимальное значение ОН растяжения  $\sigma_{ост}^H$  откладывается на диаграмме (т.А). Задается значение напряжения  $\sigma_{ост1}^H$  (т.А), до которого необходимо уменьшить  $\sigma_{ост}^H$ . Для правильного выбора нагрузки, которая позволила бы снизить ОН на величину не меньше  $\Delta\sigma_{ост1}$ , необходимо, чтобы линия 2 соответствовала пластической деформации  $\varepsilon_{пл}$ , определенной из условия  $\Delta\sigma_{ост1} = E\varepsilon_{пл}$ . Напряжение от внешней нагрузки  $\sigma_{в.н.}$ , которое необходимо приложить к конструкции, определяется из условия

$$\sigma_{ц.п.Р} < \sigma_{в.н.} + \sigma_{ост}^H < \sigma_R, \quad (2)$$

где  $\sigma_R$ ,  $\sigma_{ц.п.Р}$  — напряжения, соответствующие точкам пересечения действия циклических напряжений с линиями предельных напряжений 1 и 2 соответственно. Таким образом, условие  $\sigma_{в.н.} + \sigma_{ост}^H < \sigma_R$  обеспечивает отсутствие усталостных повреждений после виброобработки, а  $\sigma_{ц.п.Р} < \sigma_{в.н.} + \sigma_{ост}^H$  — эффективное снижение ОН.

Диаграмма позволяет анализировать многоступенчатое приложение вибрационной нагрузки для снижения остаточных напряжений на величину  $\Delta\sigma_{ост1}$ ,  $\Delta\sigma_{ост2}$ ,  $\Delta\sigma_{ост3}$  и достигаемое при этом снижение остаточных напряжений  $\sigma_{ост1}$ ,  $\sigma_{ост2}$  или  $\Delta\sigma_{ост3}$ . В последнем случае для снижения исходных остаточных напряжений  $\sigma_{ост3}$ , которое меньше среднего напряжения минимального предела циклической ползучести  $\sigma_{ц.п.п.}$ , рекомендуется приложить асимметричную нагрузку:  $\sigma_m = AD$ ,  $\sigma_a = AB$ . Если не задаваться условием снижения ОН на величину не меньше заданной, то режимы нагружения можно выбирать произвольно, соблюдая условия (2).

На основании использования рассмотренной выше методики в работе [15] сделан вывод о том,

что вибрационную обработку можно применять для увеличения долговечности только неотвественных конструкций.

**Вибронагружение в процессе сварки.** В последние годы усилился интерес к технологиям, использующим вибронагружения в процессе сварки [23–30]. Положительное влияние низкочастотной механической вибрации свариваемого изделия на снижение остаточных напряжений и деформаций, повышение стойкости швов против образования кристаллизационных трещин и пор, улучшение механических свойств отмечено в ряде работ, выполненных еще 1980-х гг. [31]. При этом вибрационную обработку рассматривали одним из способов, призванных воздействовать на процессы, протекающие в сварочной дуге, в жидком и кристаллизующемся металле сварочной ванны и прилегающей к ней области основного металла, с целью комплексного улучшения свойств сварных соединений. В этот период были получены соответствующие практические результаты, которые частично нашли применение в промышленности.

В недавно опубликованной работе [23] исследовали влияние вибрации в процессе сварки на хладостойкость сварных соединений толщиной 10 мм из низколегированной стали 09Г2С. Двухстороннюю дуговую сварку выполняли под флюсом, а вибронагружение осуществляли согласно схеме, приведенной на рис. 2, на частоте 50, 100, 150 и 200 Гц с амплитудой 0,8...1,0 мм.

Возбуждение низкочастотных колебаний в расплавленном металле сварочной ванны и прилегающих зонах приводит к снижению средней площади зерна различных участков сварных соединений. При этом максимальное снижение средней площади зерна металла ЗТВ и сварного шва достигается сопутствующим вибрационным воздействием 150 Гц и составляет 32 % для металла

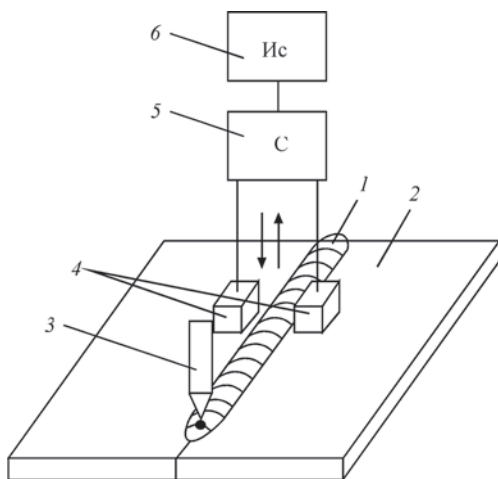


Рис. 2. Схема наложения колебаний в процессе сварки: 1 — сварной шов; 2 — свариваемое изделие; 3 — электрод; 4 — вибрационное устройство; 5 — синхронизатор колебаний; 6 — источник энергии колебаний [23]

ЗТВ и 25 % для сварных швов по сравнению с необработанными образцами. На этой же частоте колебаний максимально снижались поверхностные напряжения, которые определяли методом рентгеноструктурного анализа (рис. 3).

Отмечается, что с увеличением частоты сопутствующего вибрационного воздействия происходит рост ударной вязкости металла сварного соединения КСЧ. При этом максимальное увеличение по сравнению с необработанными образцами достигалось при частоте 150 Гц и составляло 24 % для образцов, испытания которых проводили при 20 °С, и 50 % для образцов, испытания которых проводили при –40 °С.

Авторы считают, что рассматриваемая технология сварки может быть использована при изготовлении металлоконструкций с протяженными швами, работающими в условиях значительного перепада температур окружающей среды.

В работе [24] изучали возможность применения виброобработки взамен предварительного подогрева при сварке деталей нефтеперерабатывающего оборудования из стали 12МХ. Образцы сваривали ручной дуговой сваркой электродами ЦУ-2МХ. Установлено, что при сварке с вибронагружением (частота 50, 100 и 150 Гц, амплитуда 0,8 мм) структура металла шва имеет более высокую дисперсность и однородность. В металле ЗТВ формируется бейнитная структура. Уровень остаточных сварочных напряжений снижается на 16...19 % по сравнению с предварительным подогревом. Улучшаются механические свойства металла шва и оклошовной зоны. Для сварки ответственных конструкций из стали 12МХ рекомендуют использовать два вибрационных устройства, работающих в противофазе [20, 21]. запатентован способ снижения остаточных напряжений в сварных соединениях, согласно которому осуществляют в процессе сварки наложение вибрационных колебаний в поперечном направлении в вертикальной плоскости, перпендикулярной оси сварного шва, от двух вибраторов, работающих в противофазе на частотах от 50 до 300 Гц с амплитудой до 0,8...1,0 мм и расположенных сим-

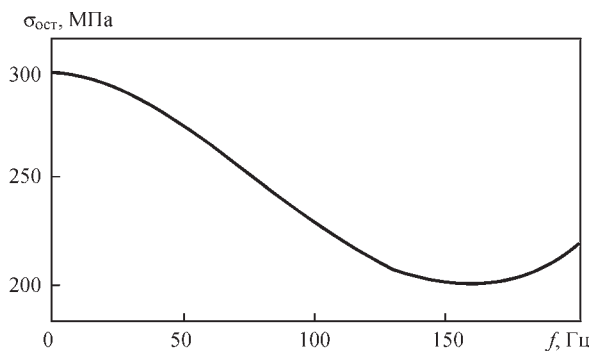


Рис. 3. Зависимость остаточных напряжений 3-го рода от частоты сопутствующего вибрационного воздействия [23]

метрично относительно оси шва на каждой из свариваемых кромок (см. рис. 2) [26].

В другом патенте [27] описан способ снижения остаточных напряжений в сварных соединениях трубопроводов, согласно которому наложение вибрационными устройствами низкочастотных колебаний осуществляют в процессе сварки. При этом частота вибрации равна частоте собственных колебаний участка трубопровода со сварным соединением между точками жесткого закрепления.

Проводились исследования по воздействию на сварочную ванну и прилегающую к ней зону вибрационных колебаний в процессе сварочного цикла с целью изучения их влияния на прочностные характеристики металла шва и склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) соединений из стали 12Х18Н10Т [28]. Вибронагружение осуществлялось на частоте 50 и 100 Гц с амплитудой 0,6...0,8 мм.

Результаты испытаний показали, что образцы, сваренные без вибрационной обработки, оказались подвержены МКК. Образцы, полученные с применением вибрационной обработки, продемонстрировали стойкость к МКК без образования трещин при изгибе. Авторы объясняют это измельчением дендритной структуры металла шва, что приводит к увеличению границ зерна, как следствие происходит нагружение непрерывной карбидной сетки и снижение карбидов на единицу длины границ зерна.

Виброобработка при частоте 50 Гц увеличивает значение ударной вязкости металла сварного шва на 21 %, а при частоте 100 Гц — на 25 %.

В результате снижения остаточных напряжений при вибронагружении в процессе сварки (частота 50 и 100 Гц) повышается сопротивление усталостному разрушению сварных соединений из стали 12Х18Н10Т на 18...22 %.

Аналогичные приведенным выше результаты были получены авторами при сварке двухслойной стали 09Г2С+12Х18Н10Т с применением низкочастотной вибрационной обработки [30].

Вибрация оказывает положительное влияние на формирование структуры и свойства металла отливок [31]. Под действием вибрации расплав интенсивно перемешивается и растущие кристаллы обламываются, в объеме жидкого металла создаются новые центры кристаллизации, уменьшается градиент температур по сечению и обеспечивается объемное затвердевание. Более однородная кристаллическая структура слитков, которая формируется под действием вибрации, обеспечивает меньшую анизотропию свойств структурных составляющих (отдельных кристаллов) и, как следствие, меньшие остаточные напряжения.

Проведенные исследования по определению методом лазерной интерферометрии — электронно-спеклинтерферометрии остаточных напряжений в слитках из стали Х18Н9Т показали, что под влиянием вибронагружения (амплитуда 0,5 мм, частота 60...80 Гц) остаточные напряжения снижаются на 20...29 % [30]. В этой же работе авторы приводят экспериментальные данные о снижении остаточных напряжений под воздействием вибрации при сварке образцов из стали Ст.3 до 2,5 раза. Подчеркивается, что низкочастотная вибрация (частота до 200 Гц, амплитуда до 1 мм) приводит к измельчению структуры металла шва и значительному уменьшению количества пор. Кроме того, вибрация оказывает положительное влияние на дисперсность неметаллических включений, их количество и характер распределения в шве.

О возможности измельчения структуры и улучшении свойств наплавленного металла при индукционной наплавке сообщается в ряде работ [33–36]. В этом случае деталь подвергают вертикальной или горизонтальной вибрации в тот момент, когда порошкообразная шихта находится в расплавленном состоянии. Существенное значение имеет направление приложения колебаний, а также их частота и амплитуда.

Эксперименты по индукционной наплавке порошками высокоуглеродистого сплава ПГ-С1 (сормайт 1) с вибрацией (амплитуда колебаний 0,2 мм, частота 50 Гц) показали, что горизонтальная вибрация приводит к заметному измельчению карбидной составляющей [33]. Карбиды, имеющие вид шестигранника со средней длиной стороны 10...12 мкм (в случае наплавки без вибрации), измельчаются до 7...10 мкм при вертикальной и 3,5...7,0 мкм при горизонтальной вибрации. При этом наивысшую твердость и износостойкость показали образцы, наплавленные с горизонтальной вибрацией. Авторы объясняют это благоприятной структурой наплавленного металла и образованием в большей степени карбидов  $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ , что подтверждается результатами микрорентгеноспектрального анализа.

В работах [37–39] сообщается об улучшении свариваемости сталей 20ХГСФЛ, 15Х5М и 12Х17 под воздействием вибрации в процессе дуговой сварки. Это подтверждают и данные, приведенные в работе [31].

Известно, что при сварке сталей с высоким углеродным эквивалентом, особенно высокопрочных, возникает опасность образования холодных трещин [40]. Чаще всего они зарождаются в околошовной зоне. При этом необходимым условием для зарождения и развития холодных трещин является наличие закалочных структур, определен-



ного количества диффузионного водорода и растягивающих напряжений.

Согласно приведенным выше данным работ [23–25, 31, 37–39] виброобработка в процессе сварки способствует измельчению структуры металла шва и ЗТВ, а растягивающие напряжения заметно снижаются. Кроме того, интенсивное перемешивание сварочной ванны должно способствовать десорбции водорода. Поэтому можно высказать предположение о целесообразности применения сопутствующей виброобработки при сварке высокопрочных сталей. Правда, многое требует проверки. Как известно термомеханический цикл сварки приводит к существенной неоднородности концентрации поля водорода [41]. В случае сопутствующей виброобработки деформационная составляющая цикла заметно меняется, что безусловно влияет на перераспределение дислокаций и их взаимодействие с водородом. При этом дислокации выполняют роль ловушек водорода и могут в определенных условиях как повышать, так и снижать опасность образования холодных трещин.

### Выводы

Накопленный за последние десятилетия опыт промышленного использования послесварочной виброобработки свидетельствует о том, что эта технология является эффективным средством повышения размерной стабильности стальных сварных базовых деталей металлообрабатывающего оборудования (станины, основания стойки и др.), рамных и корпусных деталей энергетического машиностроения, различных деталей судостроения и оборонной техники, в том числе из титановых и алюминиевых сплавов. При этом величина снижения остаточных напряжений первого рода может достигать 50...60 %, а энергетические затраты уменьшаться по сравнению с общим отпускком до 50 раз.

Послесварочная виброобработка в определенном диапазоне режимов способствует некоторому увеличению сопротивления усталости и может быть использована для повышения долговечности ответственных сварных конструкций. По этому показателю она уступает другим технологиям, в частности, проковке.

Многочисленные публикации свидетельствуют о том, что виброобработка в процессе сварки и наплавки является эффективным средством снижения остаточных напряжений, повышения механических свойств и служебных характеристик, улучшения свариваемости ряда марок сталей. Однако опыт промышленного использования виброобработки в процессе сварки пока недостаточен для формулирования четких рекомендаций по конкретным областям ее применения.

1. Сварные строительные конструкции. Т.1. Основы проектирования конструкций; под ред. Л. М. Лобанова. – К.: Наукова думка, 1993. – 416 с.
2. Лашенко Г. И. Энергосберегающие технологии послесварочной обработки металлоконструкций / Г. И. Лашенко, Ю. В. Демченко. – К.: Экотехнология, 2008. – 168 с.
3. Писаренко В. С. Снижение остаточных напряжений вибрационной обработки (Обзорная информация / В. С. Писаренко, Н. И. Вержбинская. – М.: НИИ Информатизма, 1972. – 38 с.
4. Грузд А. А. Исследование деформации сварных конструкций во времени и изыскание способов их учета и стабилизации / А. А. Грузд. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 1973. – 193 с.
5. Сагалевич В. М. Методы устранения сварочных деформаций и напряжений / В. М. Сагалевич. – М.: Машиностроение, 1974. – 248 с.
6. Сагалевич В. М. Стабильность сварных соединений и конструкций / В. М. Сагалевич, В. Ф. Савельев. – М.: Машиностроение, 1986. – 264 с.
7. Даусон Р. Вибрационное снятие напряжений и исследование его эффективности / Р. Даусон, Д. Г. Моффат // Труды Американского общества инженеров-механиков. Теоретические основы инженерных расчетов. – 1980. – № 2. – С. 1–9.
8. Рагульских К. М. Вибрационное старение / К. М. Рагульских, Б. Б. Ступильнас, К. Б. Толутас. – Л.: Машиностроение, 1987. – 72 с.
9. Sedek P. Stabilizacja wibracyjna konstrukcji spawanych / P. Sedek // Przegląd Spawalnictwa. – 1990. – № 7. – С. 16–18.
10. Лашенко Г. И. Вибрационная обработка сварных конструкций / Г. И. Лашенко. – К.: Экотехнология, 2001. – 55 с.
11. Горбач В. Д. Современные проблемы сварки и долговечности сварных судостроительных конструкций / В. Д. Горбач, О. Г. Соколов, В. С. Михайлов // Автоматическая сварка. – 2003. – № 10–11. – С. 163–169.
12. Дрыга А. И. Вибростабилизирующая обработка сварных и литых деталей в машиностроении (теория, исследования, технология) / А. И. Дрыга. – Краматорск: ДГМА, 2004. – 168 с.
13. Xhou Wei. Исследование возможности снижения напряжений в соединениях из стали SWA490BW, стойкой к атмосферной коррозии путем виброобработки / Xhou Wei, Chen Hui // Dian Hanji-Elec. Welding Mach. – 2012. – № 9. – С. 62–65.
14. Повышение стойкости сварных соединений / А. П. Бабищев, В. И. Бутенко, А. Н. Чукарин [и др.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2014. – № 6. – С. 3–6.
15. Дегтярев В. А. Влияние видов упрочняющей обработки сварных соединений на повышение их сопротивления усталости / В. А. Дегтярев // Проблемы прочности. – 2013. – № 5. – С. 85–103.
16. Технологии низкочастотной виброобработки сварных конструкций в машиностроении / А. Г. Григорьянц, И. Н. Шиганов, А. И. Мисуров [и др.] // Сварочное производство. – 2014. – № 6. – С. 19–23.
17. The effectiveness evaluation of 314L stainless steel vibratory stress relief by dynamic stress / D. Rao, D. Wang, L. Chen, C. Ni [et al.] // International Journal of Fatigue. – 2007. – № 29.
18. Simulation of Vibration Stress Relief After Welding Based on FEM / X. C. Zhao, Y. D. Zhang, H. W. Zhang, Q. Wu [et al.] // Acta Metallurgica Sinica (English Letters). – 2008. – Vol. 21, № 21.
19. Sedek P. Stabilizacja wibracyjna – stały rozwój dla praktyki przemysłowej / P. Sedek, M. Welzel, K. Kwiecinski // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa. – 2016. – № 1. – С. 29–35.
20. Yang Y. P. Finite Element Modeling of Vibration Stress Relief after Welding / Y. P. Yang, C. Jung, R. Yancey // Proceedings of the 7th Conference on Trends in Welding Research, May 16–20, 2005, Callaway Gardens Resort, Pine Mountain, Georgia, USA.
21. Klauba B. B. Vibratory Stress Relief: Methods used to Monitor and Document Effective Treatment. A Survey of Users and Directions for Further Research / B. B. Klauba, C.

- М. Adams, J. T. Berry // *Proceeding of the 7th Conference on Trends in Welding Research*, May 16–20, 2005, Callaway Gardens Resort, Pine Mountain, Georgia, USA.
22. Теоретические аспекты вибротехнологий старения сварных станин нестандартного оборудования / Ю. А. Филиппов, Н. А. Амелеченко, Л. В. Ручкин [и др.] // *Технология машиностроения*. – 2002. – № 4. – С. 33–35 с.
23. Повышение надежности нефтегазового оборудования, работающего в условиях значительного перепада температур / В. Д. Каретников, Р. Г. Ризванов, А. И. Файрушин [и др.] // *Технология машиностроения*. – 2014. – № 4. – С. 33–37.
24. Абдуллин Т. З. Исследование влияния вибрационной обработки в процессе сварки на механические свойства сварных соединений / Т. З. Абдуллин, И. Г. Ибрагимов, А. М. Файрушин // *Сварка и Диагностика*. – 2013. – № 1. – С. 36–38.
25. Абдуллин Т. З. Совершенствование технологии изготовления сварного оборудования из теплоустойчивой стали 12МХ: автореф. дис. на получение научной степени канд. техн. наук. – Уфа: Уфим. гос. нефт. техн. ун-т, 2013. – 23 с.
26. Пат. 2424885 Россия. Способ снижения остаточных напряжений в сварных соединениях металлов / А. М. Файрушин, Д. В. Каретников, М. З. Заритов [и др.]. – Оpubл. 27.07.2011.
27. Пат. 2492037 Россия. Способ снятия остаточных напряжений в сварных соединениях трубопроводов / В. И. Болотов, О. Ф. Хафизов, А. М. Файрушин [и др.]. – Оpubл. 10.09.2013.
28. Повышение прочности сварных соединений из стали 12Х18Н10Т применением низкочастотной вибрационной обработки в процессе сварки / Р. М. Ахтямов, И. Г. Ибрагимов, М. З. Зарипов [и др.] // *Упрочняющие технологии и покрытия*. – 2013. – № 1. – С. 38–41.
29. Ахтямов Р. М. Повышение прочности сварных соединений из двухслойной стали 09Г2С+12Х18Н10Т применением низкочастотной вибрационной обработки в процессе сварки / Р. М. Ахтямов, М. З. Зарипов, А. М. Файрушин // *Техника и технология. Новые перспективы развития: Материалы 5-й Международной научно-практической конференции*. – Москва, 18 апр. 2012. – М.: 2012. – С. 8.
30. Влияние вибрации на формирование макро- и микроструктуры затвердевающих стальных слитков / А. С. Нурадинов, В. А. Ефимов, Е. Д. Таранов [и др.] // *Материаловедение*. – 2004. – № 5. – С. 24–26.
31. Лашенко Г. И. Способы дуговой сварки сталей плавящимся электродом / Г. И. Лашенко. – К.: Екотехнологія, 2006. – 384 с.
32. Нурадинов А. С. Влияние вибрации на остаточные напряжения в слитках и сварных швах / А. С. Нурадинов, А. С. Эльдарханов, Е. Д. Таранов // *Сталь*. – 2012. – № 4. – С. 19–20.
33. Влияние вибраций детали в процессе наплавки на структуру и свойства металла / Ч. В. Пулька, О. Н. Шаблій, В. С. Сенчишин [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2012. – № 1. – С. 27–29.
34. Пат. на корисну модель UA № 54204 МПК В23К 13/00. Спосіб наплавлення тонких плоских сталевих деталей / О. М. Шаблій, Ч. В. Пулька, В. С. Сенчишин [та ін.]. – Бюл. № 20 від 25.10.2010.
35. Пат. на корисну модель UA № 59994 МПК В23К 13/00. Пристрій для наплавлення тонких фасонних дисків / Ч. В. Пулька, В. С. Сенчишин. – Бюл. № 11 від 10.06.2011.
36. Пат. на корисну модель UA № 64371 МПК В23К 13/00. Спосіб наплавлення деталей / Ч. В. Пулька, В. С. Сенчишин. – Бюл. № 21 від 10.11.2011.
37. Файзулин А. В. Ремонтная сварка корпуса насоса, изготовленного из среднеуглеродистой стали 20ХГСФЛ / А. В. Файзулин, А. И. Мадретдинов, В. Д. Каретников // 13-я Международная молодежная научная конференция «Свергеозко-2012», Ухта, 21–23 марта 2012. Ч. 6. – Ухта, 2012. – С. 70–72.
38. Ризванов Р. Г. Исследование влияния вибрационной обработки на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений труб из жаропрочной стали 15Х5М / Р. Г. Ризванов, А. М. Файрушин, Д. В. Каретников // *Нефтегазовое дело: электрон. науч. журнал*. – 2013. – № 1. – С. 369–382.
39. Халимов Д. Н. Исследование влияния вибрационной обработки в процессе сварки на механические свойства сварного соединения из стали 12Х17 / Д. Н. Халимов, В. В. Самигушин, А. М. Файрушин // 64-я научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых УГНТУ, Уфа, 2013: Сборник материалов конференции. Кн. 1. – Уфа, 2013. – С. 234.
40. Лобанов Л. М. Образование холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных сталей с пределом текучести 350...890 МПа / Л. М. Лобанов, В. Д. Позняков, О. В. Махненко // *Автоматическая сварка*. – 2013. – № 7. – С. 8–13.
41. Индуцированные водородом холодные трещины в сварных соединениях высокопрочных низколегированных сталей (Обзор) / И. К. Походня, А. В. Игнатенко, А. П. Пальцевич [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2013. – № 5. – С. 3–14.

Поступила в редакцию 11.03.2016

## НОВАЯ КНИГА

**ЛАЗЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ.** – Киев: Международная Ассоциация «Сварка», 2016. – 98 с. (электронное издание <http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp2015book.pdf>).

Сборник содержит доклады, представленные на Седьмой международной конференции «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов», 14–18 сентября 2015 г., Одесса, Украина, в которых отражены последние достижения в области лазерной сварки, резки, наплавки и других современных технологий лазерной обработки материалов. Рассматриваются перспективы применения лазерных технологий. Авторами докладов являются известные ученые и специалисты из нескольких стран мира.

Архив предыдущих шести конференций «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» на сайте:

<http://patonpublishinghouse.com/proceedings/ltwmp>



# УПРАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ЗА СЧЕТ ОПТИМИЗАЦИИ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ

М. ФИДЛЕР, А. ПЛОЦНЕР, Б. РУТЦИНГЕР, В. ШЕРЛЯЙТНЕР

Fronius International GmbH, Froniusplatz 1, A-4600, Wels, Австрия

E-mail: Scherleitner.Wolfgang@fronius.com

Все большее применение получают высокопрочные стали при производстве сварных конструкций во многих областях промышленности. Время охлаждения металла в диапазоне от 800 до 500 °С является ключевым фактором, который в значительной степени определяет свойства сварных соединений высокопрочных сталей. Для сварки в полевых условиях время охлаждения может контролироваться с помощью тепловложения, даже когда в качестве основных материалов используются стали разной толщины. Современные дуговые процессы с пониженным тепловложением позволяют одновременно увеличивать скорость сварки и обеспечивать стабильность уровня прочности соединений за счет оптимизации возможностей оборудования. В данной статье проведено сравнение влияния традиционных процессов дуговой сварки в защитных газах (GMAW), таких процессов, как сварка с короткой дугой, импульсный процесс и другие новые процессы, на свойства металла швов. В работе сделаны практические выводы и даны рекомендации, которые могут обеспечить оптимизацию процессов сварки. Библиогр. 5, табл. 5, рис. 5.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, высокопрочные стали, тепловложение, структура

Высокопрочные стали используются во многих областях промышленности для снижения массы изделий и сокращения затрат на материалы. Типичными областями применения этого вида сталей являются передвижные краны, морские буровые платформы, бетононасосы и трубопроводы под давлением.

Преимуществом ТМСП (термомеханической контролируемой обработки) мелкозернистых сталей является достижение оптимальной прочности и вязкости. В целом, высокопрочные стали используются для уменьшения толщины стенки, что приводит к снижению массы и упомянутой выше экономии затрат. Из-за низкого содержания углерода эти стали имеют хорошую свариваемость, однако при этом должны быть соблюдены рекомендации изготовителей стали и сварочных материалов.

Температурно-временной градиент при сварке и применение соответствующего химического состава материалов имеют ключевое значение при обеспечении механических свойств высокопрочных сталей. Температурно-временной градиент дается в описании также как время  $t_{8/5}$ . Это время играет решающее значение при формировании структуры шва и зоны термического влияния, так как характеризует продолжительность остывания металла в диапазоне температур от 800 до 500 °С.

На  $t_{8/5}$  оказывают влияние такие параметры, как толщина материала, форма шва, одиночный валик или последовательность слоев, температура подогрева и тепловложение. Тепловложение мож-

но целенаправленно контролировать, выбирая соответствующий процесс сварки. В данной статье проведено сравнение процессов GMAW с одной проволокой и tandemных процессов GMAW и их влияния на механические свойства. В частности, проведен обзор традиционных процессов GMAW, таких как процесс с короткой дугой, модифицированных процессов, импульсный процесс GMAW, РМС (импульсный многофункциональный контроль), LSC (контроль низкого уровня разбрызгивания) и tandemный процесс, включая CMT Twin (процесс переноса холодного металла с двумя приводами подачи проволоки) и Time Twin.

**Сравнение сварочных процессов.** *Процесс с короткой дугой.* Процесс с короткой дугой имеет непрерывную подачу проволоки. Регулируемыми параметрами процесса являются сварочное напряжение и сварочный ток. Последовательность данного цикла можно описать следующим образом: проволока расплавляется дугой и образуется капля. В начале короткого замыкания капля контактирует с поверхностью изделия. Чтобы прервать короткое замыкание и повторно зажечь дугу, необходимо высокий ток. Поверхностное натяжение сварочной ванны и высокий ток создают так называемый пинч-эффект, который отделяет каплю на конце проволоки. При пиковом значении тока дуга зажигается повторно. Высокий ток короткого замыкания может спровоцировать обширное разбрызгивание [1].

*Импульсный процесс GMAW.* Этот процесс доказал свою эффективность и известен в промыш-



ленности в течение многих лет, что стало возможным благодаря электронным регулируемым источникам питания. Отделение капли контролируется материалом и защитным газом в зависимости от импульса тока. Свободный перенос материала при коротком замыкании позволяет практически избежать образования брызг. Жидкая ванна шва и расплавленный конец сварочной проволоки обусловлены уровнем базового тока (фазой тока заземления). За счет каждого повышения тока (пикового тока) возрастает также и плотность тока, при этом будет возрастать сила Лоренца, а капля будет двигаться к изделию [2].

*LSC (контроль низкого уровня разбрызгивания).* Как уже упоминалось, процесс короткой дуги позволяет переносить материал при высоком пике тока, что может спровоцировать более высокое количество брызг. Высокие показатели измерения и контроля в процессе LSC позволяют снизить ток в источнике питания перед прерыванием короткого замыкания (рис. 1).

*PMC (импульсный многофункциональный контроль).* PMC является дальнейшей разработкой импульсного процесса GMAW. В источник сварочного тока были интегрированы новые функции, такие как стабилизатор проплавления и длины дуги, которые были реализованы благодаря новому алгоритму и более высокой расчетной скорости. Сварочная платформа TPS/i обеспечивает эффективный и более легкий контроль дуги. Обычные сварочные машины используют постоянную скорость подачи проволоки. Если вылет сварочной проволоки увеличивается и сварочное напряжение поддерживается на том же уровне,

сварочный ток будет снижен. Это приводит к снижению проплавления, а вероятность несплавления становится выше. «Стабилизатор проплавления» помогает обнаруживать изменения в длине вылета и проводить регулирование в соответствии с изменениями (с регулировкой скорости подачи проволоки). Постоянный сварочный ток помогает поддерживать проплавление на постоянном уровне на протяжении всей длины валика (рис. 2).

Изменения в геометрии валика или разные скорости сварки приводят к изменению длины дуги.

Стабилизатор длины дуги обеспечивает контролируемое короткое замыкание во время отделения капли при постоянной длине дуги [3].

*Тандемный процесс GMAW Time Twin.* Тандемный сварочный процесс Time Twin использует два отдельных сварочных электрода, которые расплавляются в одной сварочной ванне. Благодаря разделению электрических потенциалов, можно реализовать различные комбинации дуги. Это позволяет регулировать скорость сварки и наплавки.

*CMT Twin.* CMT (перенос холодного металла) главным образом был разработан как процесс соединения тонкого листового металла в автомобилестроении. Основным преимуществом процесса CMT является низкое тепловложение, которое обусловлено тем, что проволока выталкивается из жидкой ванны шва соответственно при более низком сварочном токе. CMT Twin является модернизированным тандемным процессом. Аналогично тандемному процессу, при CMT Twin применяются два цифровых контролируемых источника питания, которые полностью независимы друг от друга. Система обеспечивает максимальное уве-

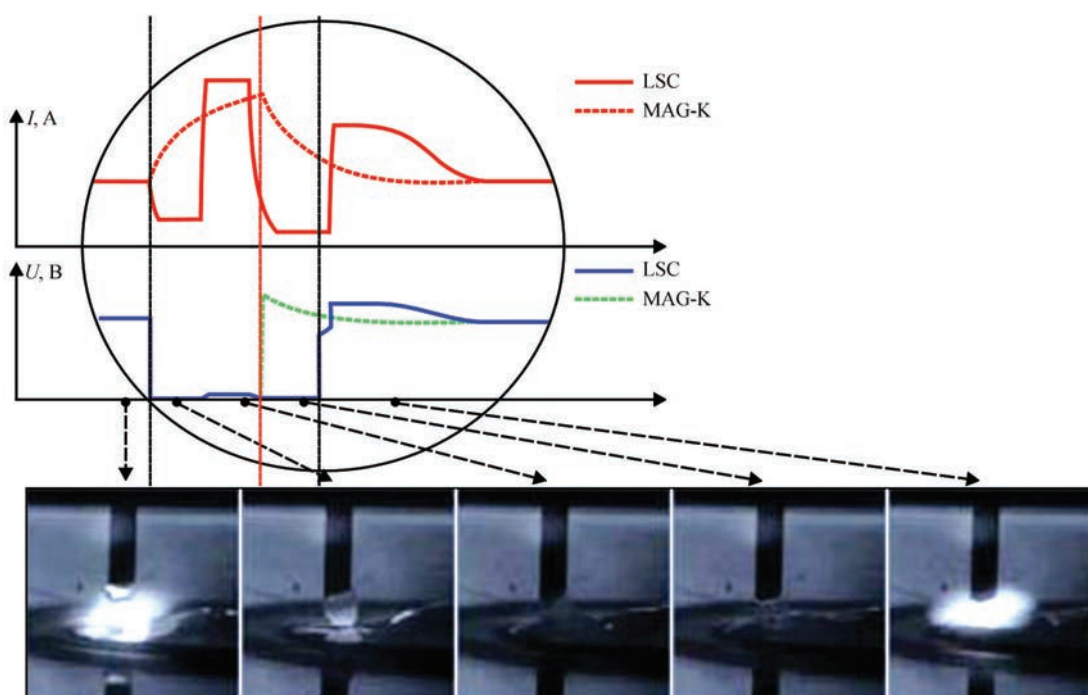


Рис. 1. Диаграмма тока и напряжения для процесса LSC и MAG-K

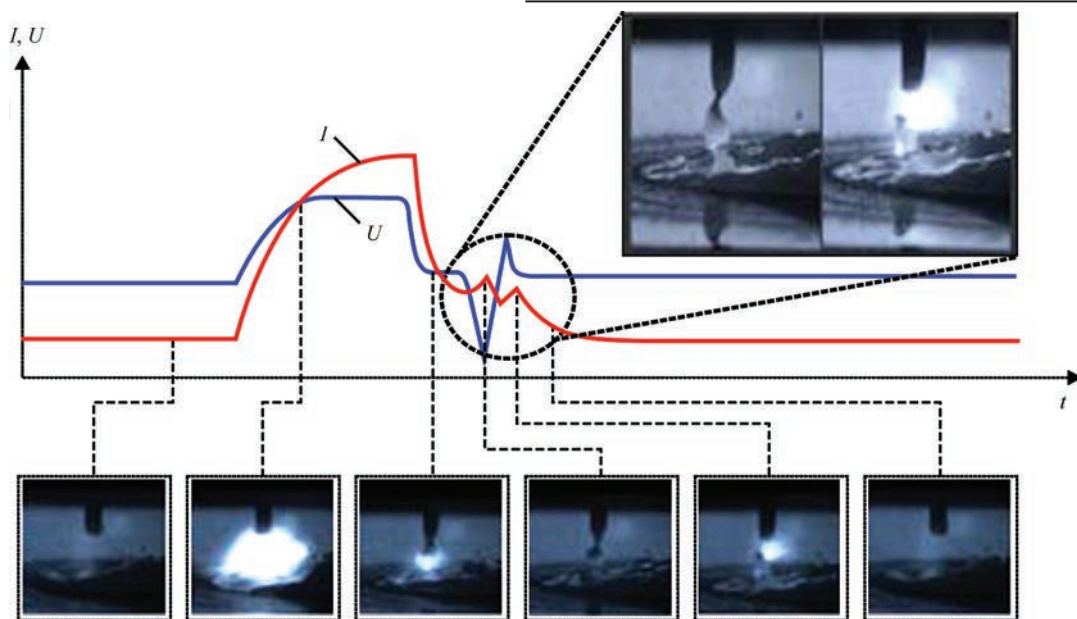


Рис. 2. Диаграмма тока и напряжения для процесса РМС

личение скорости подачи проволоки и позволяет использовать две дуги СМТ или различные комбинации дуг. Преимуществом СМТ Twin является стабильность дуги и пониженное тепловложение.

**Металлургические аспекты.** Новые оптимизированные сварочные процессы создаются за счет модифицированных электрических параметров, при которых основное значение имеют напряжение и ток сварки. Их влияние приводит к изменению тепловложения на единицу длины шва (при постоянной скорости сварки) и, следовательно, влияет на механические свойства. Применение современных сварочных процессов облегчает контроль ванны шва и обеспечивает более высокую стабильность дуги, что приводит к более высокой скорости сварки. В результате обеспечиваются более широкие возможности процесса относительно управления тепловложением и, следовательно, временем охлаждения  $t_{8/5}$ .

С применением модифицированного дугового процесса (при соответствующей задаче сварки) можно ожидать различные механические свойства. Процесс LSC, например, снижает сварочный ток перед прерыванием короткого замыкания, что приводит к более низкому тепловложению по сравнению с обычным процессом с короткой дугой. Такой эффект обеспечивает более низкое тепловложение и сокращает время охлаждения. Соответственно, прочность повышается, а пластичность снижается за счет получения микроструктуры повышенной прочности. Инженеру-сварщику следует руководствоваться существующими знаниями об этих условиях.

**Опытная установка.** Для достижения соответствующих результатов сварки была выбрана стандартизированная сварочная установка. Сварку проводили роботом в положении РА в защит-

ном газе M21 (82 % аргона и 18 %  $\text{CO}_2$ ). В качестве основного материала была использована пластина из стали alform 700-M. В качестве сварочного материала были использованы металлическая порошковая проволока Boehler alform® 700-МС и сплошная проволока Boehler alform® 700-IG диаметром 1,2 мм. Проводилось исследование наплавленного металла и V-образных соединений, температура между проходами для всех испытаний доводилась до 150 °С.

Исследуемые пластины для наплавленных металлических образцов имели размеры 500×150 мм и толщину 20 мм. Угол открытия 10° использовался с зазором 16 мм — все края были буферизированы аналогичным материалом.

Для V-образных соединений размеры были 700×150×20 мм. Угол скоса был выбран 60°, корневой зазор 2 мм, использована керамическая подложка. Все исследуемые пластины были сварены в шесть слоев, V-образные соединения были сварены с 10 валиками, наплавленный металл состоит из 12 валиков.

**Результаты исследований.** *Наплавленный металл.* Установку и разработку опытных образцов выполняли в соответствии со стандартом EN ISO 18276 и EN ISO 16834 — в случае стыковой сварки с адаптацией к роботизированной сварке. Особое внимание было уделено применению практических параметров также при повторном получении соединений. Из наплавленного металла были взяты образцы для испытаний на продольное растяжение и испытаний на ударную вязкость. На ударную вязкость образец испытывали в диапазоне от комнатной температуры до -40 °С.

На рис. 3 показана подготовка кромок и эскизы вырезки образцов наплавленного металла.

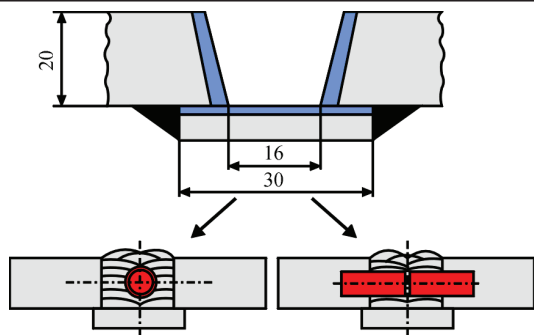


Рис. 3. Подготовка кромок и эскизы вырезки из наплавленного металла

Все образцы соответствовали минимальным требованиям в соответствии со стандартом. Из-за различий в химическом составе между сплошной проволокой (Boehler alform® 700-IG) и металлическими порошковыми проволоками, более высокий уровень прочности достигается при использовании сплошных проволок (табл. 1). Значения вязкости следуют общей металлургической корреляции, а именно, что более высокая прочность приводит к более низким значениям вязкости. Тем не менее, оптимизированные процессы GMAW одной проволокой для обоих изделий (применяя сплошную проволоку и металлические порошковые проволоки) показывают более высокие значения вязкости по отношению к модификации прочности. Однородные параметры сварки и однородные условия затвердевания (зарождение и осадка) могут иметь положительное влияние на эти условия.

В табл. 1 приведены результаты испытаний наплавленного металла на растяжение, а также связь между процессом сварки и тепловложением. По практическим соображениям технический термин тепловложение был использован без учета термического КПД. В этом отношении для расчета были использованы документированные параметры источника питания. Следовательно, это сделало возможным использовать практический режим, которому пользователю легко придерживаться.

Таблица 1. Прочностные свойства при испытаниях на растяжение и тепловложение при сварке

Процесс	Сварочная проволока	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	Тепловложение, кДж/мм
Стандартный	alform 700-IG	763	814	1,44
	alform 700-MC	736	787	1,27
PMC	alform 700-IG	785	830	1,26
	alform 700-MC	776	817	1,22
CMT-Twin	alform 700-IG	877	926	1,11
	alform 700-MC	786	828	1,05
Time-Twin	alform 700-IG	814	857	1,26
	alform 700-MC	778	814	1,19
Импульсный	alform 700-IG	761	817	1,57
	alform 700-MC	726	769	1,35
LSC	alform 700-IG	767	814	1,51
	alform 700-MC	727	772	1,37

В связи с противоречивыми дискуссиями на счет исследования реального тепловложения, особенно в отношении эффективности дуги при подаче проволоки при тандемном процессе, этот вопрос был также снят.

Лучшая смачиваемость металлической порошковой проволоки обеспечила более высокие скорости сварки, что привело к снижению тепловложения. Однако добавление шихты вызвало более низкие значения прочности, которые нельзя компенсировать.

В связи с соответствующими характеристиками процесс CMT Twin обеспечивает низкое тепловложение, что приводит к более высоким уровням прочности.

В табл. 2 представлены результаты испытаний наплавленного металла на ударную вязкость. Как упоминалось выше, более высокая прочность (особенно при процессе CMT Twin) обеспечивает более низкие значения вязкости. Оптимизированные процессы с одной проволокой склонны к лучшим показателям вязкости и прочности.

*V-образное соединение.* Процедура исследования значений прочности образцов в продольном и поперечном направлении сварки, вырезку образцов на продольное и поперечное растяжение и анализ вязкости в металле шва, а также распределение твердости по всему шву.

На рис. 4 представлены последовательность слоев и схема вырезки образцов для испытаний.

Предел текучести и прочности на растяжение металла шва исследовали с помощью продольных образцов на растяжение в соответствии с аналогичной методикой, которая описана для наплавленного металла. Для соединений применяли аналогичные параметры с практической адаптацией (по последовательности слоев). При этом значительных несоответствий не наблюдалось.

В табл. 3 представлены результаты испытаний на растяжение для V-образных соединений. Согласно уже обсуждаемой разнице в последова-

Таблица 2. Ударная вязкость наплавленного металла

Процесс	Сварочная проволока	Ударная вязкость, Дж		
		20 °C	0 °C	-40 °C
Стандартный	alform 700-IG	118	113	64
	alform 700-MC	137	126	97
PMC	alform 700-IG	127	118	89
	alform 700-MC	131	124	95
CMT-Twin	alform 700-IG	82	77	69
	alform 700-MC	103	96	79
Time-Twin	alform 700-IG	130	123	98
	alform 700-MC	108	104	86
Импульсный	alform 700-IG	133	131	94
	alform 700-MC	142	138	98
LSC	alform 700-IG	128	116	77
	alform 700-MC	152	141	108



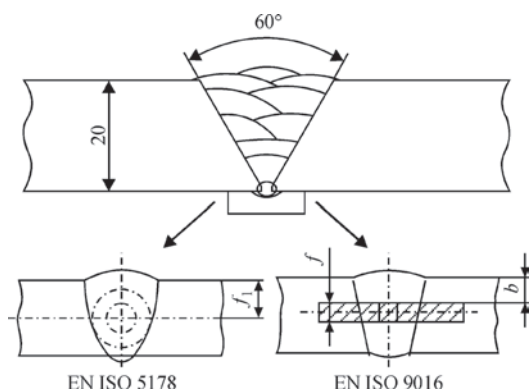


Рис. 4. Последовательность слоев для получения V-образных соединений и схема вырезки образцов

Таблица 3. Прочностные свойства сварных V-образных соединений и тепловложение при сварке

Процесс	Сварочная проволока	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	Тепловложение, кДж/м
Стандартный	alform 700-IG	714	872	1,32
	alform 700-MC	712	806	1,25
PMC	alform 700-IG	693	895	1,24
	alform 700-MC	751	855	1,10
CMT-Twin	alform 700-IG	833	888	0,97
	alform 700-MC	824	902	0,79
Time-Twin	alform 700-IG	798	873	1,13
	alform 700-MC	757	837	1,14
Импульсный	alform 700-IG	739	877	1,42
	alform 700-MC	718	818	1,26
LSC	alform 700-IG	715	854	1,38
	alform 700-MC	701	810	1,27

Таблица 4. Значения ударной вязкости

Процесс	Сварочная проволока	Ударная вязкость, Дж		
		20 °C	0 °C	-40 °C
Стандартный	alform 700-IG	170	156	101
	alform 700-MC	134	123	79
PMC	alform 700-IG	161	128	87
	alform 700-MC	116	107	69
CMT-Twin	alform 700-IG	128	113	90
	alform 700-MC	98	95	72
Time-Twin	alform 700-IG	127	113	74
	alform 700-MC	113	104	78
Импульсный	alform 700-IG	139	122	67
	alform 700-MC	137	120	80
LSC	alform 700-IG	160	141	83
	alform 700-MC	146	137	82

тельности слоев скорость сварки была слегка увеличена, поэтому тепловложение было снижено. Разбавление основным материалом является ключевым фактором, который существенно влияет на механические свойства. По сравнению с наплавленным металлом, тепловложение было ниже, однако предел текучести был также снижен. Предел прочности на растяжение соответствовал ожидаемой аналогии в соответствии с модифицированным тепловложением, поэтому уменьшение коэффициента текучести ( $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ ) в шве реализуемо.

Таблица 5. Предел прочности на растяжение сварных V-образных соединений и место разрушения

Процесс	Сварочная проволока	$\sigma_B$ , МПа	Место разрушения
Стандартный	alform 700-IG	832	ОМ
	alform 700-MC	816	НМ
PMC	alform 700-IG	898	НМ
	alform 700-MC	870	НМ
CMT-Twin	alform 700-IG	858	ОМ
	alform 700-MC	864	ОМ
Time-Twin	alform 700-IG	870	ОМ
	alform 700-MC	838	ОМ
Импульсный	alform 700-IG	846	НМ
	alform 700-MC	818	НМ
LSC	alform 700-IG	818	НМ
	alform 700-MC	839	НМ

ОМ — основной металл; НМ — наплавленный металл.

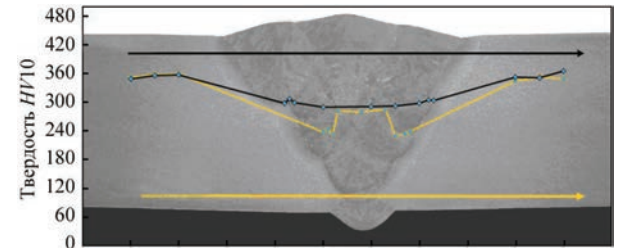


Рис. 5. Распределение твердости поперечного соединения (шов–корень–верхний валик), для Boehler alform® 700-IG, выполненного процессом PMC

Оптимизированных результатов можно достичь благодаря применению согласованной системы между основным материалом и сварочными материалами (система сварки alform®) [4, 5].

В частности, значения вязкости в стыковой сварке (кроме разбавления основного материала), в основном зависели от последовательности слоев. Сравнение между наплавленным металлом и V-образными соединениями не рассматривалось из-за многомерных изменений параметров. Согласно данным исследований (табл. 4), развернутая корреляция со сварочным процессом невозможна. Для того, чтобы получить сопоставимые результаты, в данном случае необходима будет другая испытательная установка с аналогичной последовательностью слоев. Важно то, что при каждом процессе была достигнута ударная вязкость 27 Дж при -40 °C. В табл. 5 приведены оценки прочности на растяжение в поперечном направлении, а также место разрушения. Место разрушения зависит от самой низкой локальной устойчивости в шве или в основном материале. Во всех случаях прочность разрушения превышает 800 МПа. На рис. 5 показан профиль твердости по сварному шву. Одна поперечная линия твердости оценивалась для корня, другая — для верхнего слоя. В любом случае твердость металла шва всегда составляла около HV10 — 280, что является ниже значений основного материала.

**Выводы**

Современные дуговые процессы не только упрощают управление ими (для сварщика), но также и расширяют возможности для управления механическими свойствами (для инженера). Основное внимание в данной работе было сосредоточено на практических результатах. С точки зрения сварщика, более высокой скорости сварки можно достичь при более легком контроле дуги, который влияет на тепловложение.

В частности, V-образные соединения, которые находятся в самом центре внимания у инженеров-сварщиков, по сравнению с наплавленным металлом демонстрируют улучшение коэффициента текучести. Это означает, что более низкое значение коэффициента текучести обеспечивает более высокую надежность компонентов.

Необходимо отметить однородные свойства, касающиеся прочности и вязкости во время применения современных дуговых процессов. Можно отметить улучшенную вязкость (при той же прочности), из чего следует вывод об однородном те-

чении кристаллизации. Следовательно, современные дуговые процессы не только предоставляют преимущества сварщику (облегченный контроль процессов), но также и положительно влияют на формирование микроструктуры металла шва.

Прошедшая тщательные испытания сварочная система allform<sup>®</sup>, таким образом, может иметь более универсальное применение с высокой степенью надежности и безопасности. Современные источники питания расширяют возможности сварки.

1. Matthes K.-J. Schweißtechnik Schweißen von metallischen Konstruktionswerkstoffen / K.-J. Matthes, E. Richter, 2008.
2. Der CMT-Prozess – Ein neuer Prozess in der Fügetechnik / J. Artelsmair, J. Bruckner, J. Kazmaier.
3. Roßmann F. J. Neue Impulse für kontrolliertes und schnelles Schweißen / F. J. Roßmann.
4. Rutzinger B. Influence of the welding process to the dilution rate, of weld overlays on unalloyed steel using the weld consumable ERNiCrMo<sub>3</sub> (Alloy 625) / B. Rutzinger.
5. Allform welding system – the world's first system for high-strength welded structures / M. Fiedler, R. Rauch, R. Schnitzer [et al.] // 68th IIW annual assembly & international conference, Helsinki.

Поступила в редакцию 17.03.2016

## **IV Международная научно-техническая конференция «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ: ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ»**

4–7 октября 2016 г.

г. Краматорск

### **УВАЖАЕМЫЕ КОЛЛЕГИ!**

Донбасская государственная машиностроительная академия (ДГМА) проводит IV Международную научно-техническую конференцию «Сварка и родственные технологии: перспективы развития».

### **НАПРАВЛЕНИЯ РАБОТЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

- ◆ Прогрессивные технологии сварки, наплавки, пайки, резки, нанесения покрытий и обработки поверхностей
- ◆ Математическое, физическое, имитационное моделирование, компьютерные и информационные технологии в сварке и родственных процессах
  - ◆ Теория процессов сварки и наплавки
  - ◆ Физико-химические процессы при сварке и родственных процессах
  - ◆ Материаловедение в сварке и родственных процессах
- ◆ Перспективные конструкционные, сварочные и наплавочные материалы
  - ◆ Механизация и автоматизация в сварке и родственных процессах
- ◆ Оборудование и источники питания в сварке и родственных процессах
  - ◆ Ресурс и надежность сварных конструкций
- ◆ Техническая диагностика и контроль качества в сварке и родственных технологиях
  - ◆ Энерго- и ресурсосбережение в сварке и родственных технологиях
  - ◆ Экологические проблемы процессов сварки и наплавки
  - ◆ Нормативная база сварочного производства
  - ◆ Сварочные и родственные технологии в медицине
- ◆ Нанотехнологии, наноматериалы в сварочных и родственных процессах
  - ◆ Нейросетевые технологии в сварочных и родственных процессах
- ◆ Подготовка и повышение квалификации кадров для сварочного производства и смежных областей
  - ◆ История развития сварки и родственных процессов

**Контакты:** Донбасская государственная машиностроительная академия (ДГМА), ул. Шкадинова, 72, 84313, г. Краматорск, Донецкая обл., Украина, факс: (+38-0626) 41-63-15. E-mail: sp@dgma.donetsk.ua; goldenmih@ukr.net; www.dgma.donetsk.ua

# МОДЕЛИРОВАНИЕ И РАСЧЕТ СВАРНЫХ РЕБЕР ЖЕСТКОСТИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

А. В. ЛОЗА, В. В. ЧИГАРЕВ, А. Н. СЕРЕНКО

Приазовский гос. техн. ун-т. 87500, г. Мариуполь, пер. Республики, 7. E-mail: loza\_a\_v@pstu.edu

Рассмотрены основные причины образования трещин и местных прогибов в литых крупногабаритных корпусных конструкциях, используемых в металлургии. Выполнено моделирование напряженно-деформированного состояния наиболее нагруженных зон чаши шлаковоза в процессе эксплуатации. Показано, что для уменьшения остаточных деформаций литых чаш необходимо использовать дополнительные элементы жесткости в виде приварных ребер. Расчет определены требуемые параметры ребер жесткости и сварных швов. Библиогр. 7, рис. 8.

*Ключевые слова:* литые изделия, термические нагрузки, чаша шлаковоза, сварка, деформация, ребра жесткости

В металлургии и машиностроении используются корпусные детали, металлургические емкости и другие узлы сложной формы, которые эксплуатируются при высоких температурах. Для их изготовления обычно используется способ литья, как наименее затратный способ производства деталей сложной формы. В то же время для литых стальных изделий характерным является наличие разнообразных как внутренних, так и наружных дефектов, которые ослабляют прочность конструкции, являются источниками образования трещин и могут привести к изменению заданного профиля и раннему выходу оборудования из строя или созданию аварийной ситуации. Поэтому решение проблемы обеспечения надежности литых изделий при эксплуатации является важной технической задачей.

Рациональным и технологически удобным приемом усиления конструкции является применение дополнительных ребер жесткости. Однако в крупногабаритных изделиях, например чашах металлургических шлаковозов (рис. 1), ребра жесткости, полученные методом литья, имеют самостоятельные металлургические дефекты [1], поэтому не обеспечивают повышение прочности детали, особенно в условиях сложного нагружения.

Эксплуатационные трещины в чашах очень часто образуются по литым ребрам, или связанным с ними дефектам даже в случае локального усиления конструкции (рис. 2).

Упрочнение крупногабаритных изделий за счет применения дорогостоящих легирующих не всегда целесообразно. Поскольку предвидеть место расположения металлургических дефектов в литых узлах на практике затруднительно, а воспрепятствовать развитию трещин невозможно, уве-

личить прочность изделия технологически удобно при помощи дополнительных конструктивных элементов, закрепленных сваркой. Их основные преимущества следующие:

- возможность применения материала с требуемыми свойствами;
- однородность свойств по сечению, что достигается применением катаных заготовок вместо литых.

Проектирование таких элементов для усиления конструкции предполагает выполнение двух этапов:

- конструирование упрочняющего элемента для изделия (ребра жесткости);

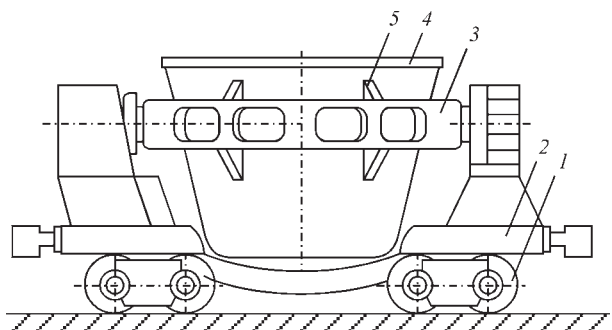


Рис. 1. Схема шлаковоза: 1 — ходовая часть шлаковоза; 2 — платформа шлаковоза; 3 — опорное кольцо для чаши; 4 — чаша шлаковоза; 5 — опорные элементы на чаше



Рис. 2. Трещины в шлаковых чашах в районе литых ребер жесткости



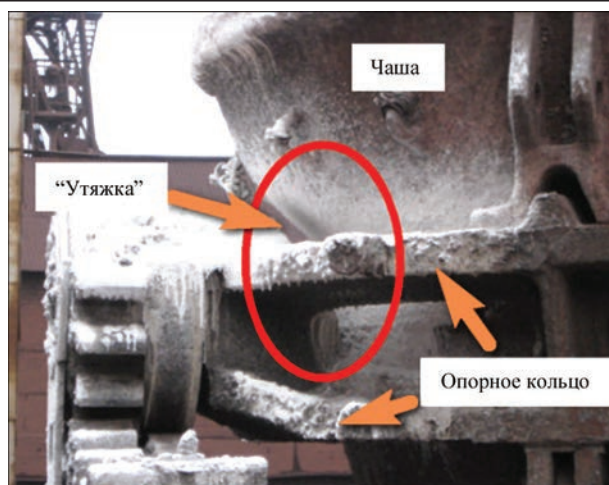


Рис. 3. Образование остаточных деформаций чаши в виде «утяжки»

– расчет сварного соединения для его закрепления.

Практика эксплуатации оборудования показывает, что преждевременное разрушение детали или возникновение остаточных деформаций связаны с ее использованием в критических режимах [2]. Поэтому проектирование упрочняющего элемента, например, дополнительного ребра в случае необходимости увеличения жесткости конструкции, должно выполняться с учетом максимальных нагрузок, которые могут действовать на данное оборудование в нештатных режимах. Например, корпус чаши имеет расчетную температуру наружной стенки около 450 °С. Однако в производственных условиях периодически возникают ситуации, когда шлаковоз или состав из нескольких шлаковозов вынужденно простаивает после загрузки (приема расплавленного шлака с температурой 1500...1600 °С). В этом случае корпус шлаковой чаши испытывает неравномерный нагрев стенок до температур, более высоких по сравнению с проектными. В районе опорного кольца шлаковоза наружная поверхность чаши может иметь температуру 620 °С. Механические свойства материала корпуса (обычно — углеродистые стали) являются температурно зависимыми характеристиками [3]. Эксплуатация стальных изделий при высоких температурах приводит к ослаблению границ зерен [4]. При нагреве корпуса выше 580...600 °С предел текучести углеродистых сталей значительно снижается, что приводит к появлению остаточных деформаций в виде прогиба стенки, ее утонению и возникновению трещин.

При эксплуатации шлаковоза через 3...4 месяца от начала кампании возникают пластические деформации в районе поворотной цапфы (т. н. «утяжка»), которые со временем прогрессируют (рис. 3).

Установка дополнительных ребер жесткости является эффективной при максимальном при-

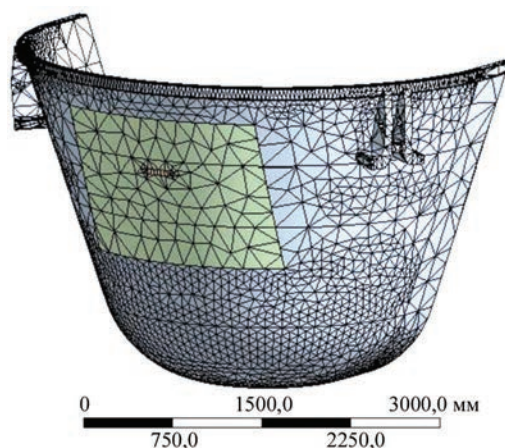


Рис. 4. Моделирование корпуса чаши с применением метода конечных элементов

ближении места их приварки к зоне наибольших деформаций корпуса чаши. Для оценки развития указанных дефектов необходимо выполнить расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) наиболее нагруженного узла шлаковоза — чаши. Такой расчет может быть выполнен, например, с использованием методики [5]. Это позволяет определить участки изделия, которые нуждаются в упрочнении для работы при значительных термических перегрузках.

Было выполнено моделирование состояния чаши под действием технологических нагрузок. Для создания трехмерной геометрической модели чаши шлаковоза (рис. 4) использованы принципы каркасного проектирования в прямоугольной системе координат.

При решении тепловой задачи определялось распределение температур в корпусе чаши шлаковоза. В ходе расчета программа сравнивает тепловой баланс с критерием сходимости, указанным в задаче. Проверка сходимости результатов основана на анализе температур и тепловых потоков. Результаты решения тепловой задачи используются для определения деформаций.

В ходе проведения моделирования оказалось, что деформации корпуса возникают от неравномерного нагрева материала стенок. Температура наружной поверхности корпуса 450...620 °С, внутренней рабочей — 800...900 °С. Тепловые нагрузки приводят к изгибу стенки чаши. Изменение профиля корпуса чаш происходит в определенной зоне поворотных цапф опорного кольца, которая является критической с точки зрения сохранения рабочего состояния чаши.

Расчеты температурных полей и возникающих деформаций для чаши с другими (большими) толщинами корпуса показывают, что увеличение толщины стенки чаши при тех же граничных условиях задачи практически мало влияет на значения прогибов стенки. Поэтому совершенствование конструкции чаши путем увеличения ее толщины

является бесперспективным и нерентабельным направлением.

Установлено, что в случае локального перегрева стенки выше 600 °С прогиб корпуса в этой зоне является неизбежным (рис. 5) для чаш существующих конструкций.

Литые ребра жесткости не обладают необходимым запасом пластичности и не могут обеспечить предотвращение остаточных деформаций стенки, а при циклическом изменении температуры в них образуются трещины, особенно при наличии внутренних литейных дефектов. Напротив, ребра жесткости из катаного металла с однородными свойствами, закрепленные сваркой, обладают требуемыми механическими характеристиками и способны решить задачу обеспечения жесткости корпуса при циклических термических и механических нагрузках. Свойства таких ребер можно вариативно оценить на стадии проектирования, задавая в расчетную модель характеристики материала заготовок из различных марок стали.

Для решения задачи об усилении конструкции чаши шлаковоза путем приварки ребер жесткости необходимых геометрических размеров в заданных зонах первоначально определяли дополнительно уравнивающую нагрузку  $F_{\text{уп}}$  (рис. 6).

Задача решается с помощью метода конечных элементов (МКЭ). При этом определяется величина уравнивающей силы  $F_{\text{уп}}$  (расчетного усилия), которая может свести деформации рассматриваемой пластины к нулю (или бесконечно малым величинам), т. е. к исходной форме профиля чаши шлаковоза. В результате решения такой задачи, применительно к используемым в настоящее время конструкциям чаш, получено значение расчетного усилия  $P_1 = 150$  кН. Максимальное усилие на привариваемое ребро жесткости будет действовать в горизонтальной плоскости на уровне нижнего среза ребра.

Полученное расчетное усилие позволило определить оптимальную форму и размеры дополнительных упрочняющих элементов — ребер жесткости с минимальным расходом материалов. При анализе конструктивного исполнения ребра были рассмотрены несколько вариантов геометрических размеров. Задавали значения толщины ребра 10, 16, 20, 30, 40 мм. Моделировали нагружения ребра в случае приложения уравнивающей силы по горизонтали, рис. 7, а. Отдельно проверяли ребро на прочность при изгибе для случая опирания чаши на одно ребро (рис. 7, б) при нагрузке  $P_2 = 120$  кН, (половина веса чаши).

Моделирование было проведено с использованием методики каркасного проектирования. Для решения систем уравнений рассматривался участок стенки чаши с наибольшими деформациями.

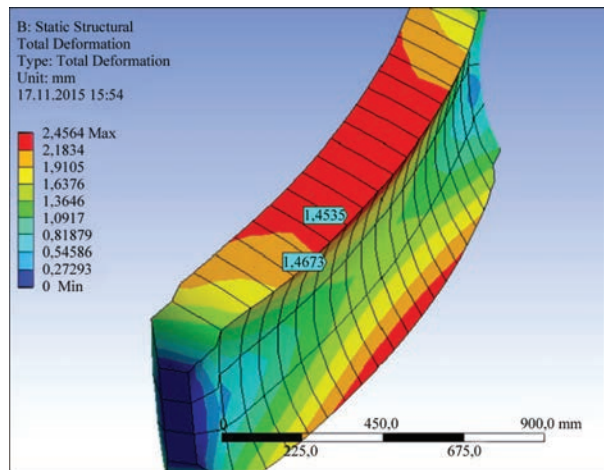


Рис. 5. Моделирование поведения участка стенки чаши шлаковоза в зоне перегрева в области опорного кольца

Крепление ребра к корпусу сваркой было смоделировано в виде жесткой заделки по линии контакта ребра и чаши. Анализ НДС нескольких вариантов конструкции позволил выбрать такой, который обладает минимальными значениями напряжений и возможных деформаций при заданных нагрузках и граничных условиях закрепления. Анализ показал, что условию прочности соответствует ребро толщиной 30 мм.

Расчет сварных швов, прикрепляющих ребро жесткости к чаше шлаковоза (рис. 8), проводили для случая использования угловых швов таврового соединения типа Т1 по методике, принятой в инженерной практике [6, 7].

При выборе схемы силового воздействия на сварные швы как для первого, так и второго варианта (рис. 8, а, б), необходимо учесть, что силы  $P_1$  и  $P_2$  располагаются вдали от шва, поэтому их напряженное состояние будет определяться одновременно действием вращательного момента и усилия, направленного под углом к продольной оси шва. Если привести все силы к центру  $C$  и разложить силы  $P_1$  и  $P_2$  на нормальную  $N$  и тангенциальную  $Q$  составляющие (см. рис. 8, в, г), получим такую плоскую систему сил, действующих на сварной шов

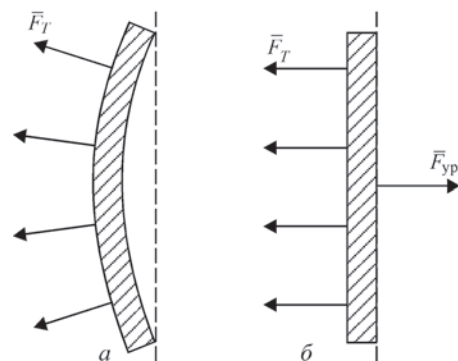


Рис. 6. Расчетная схема приложения нагрузок для определения уравнивающей силы  $F_T$  — приводящий к изгибу стенки за счет неравномерного нагрева

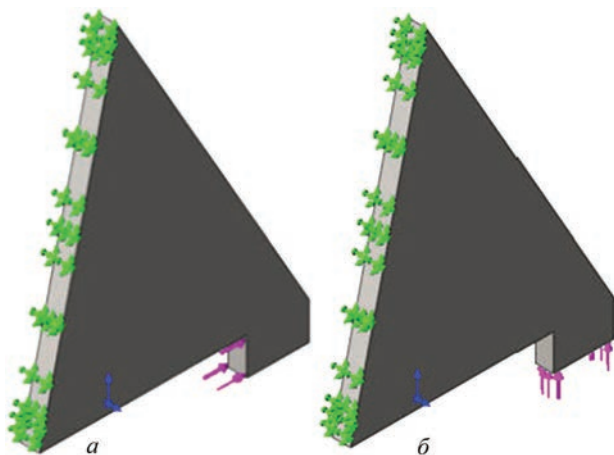


Рис. 7. Схема расчета ребра жесткости чаши для двух вариантов нагружения

$$\left. \begin{aligned} M_1 &= P_1 h_1; & M_2 &= P_2 h_2 \\ N_1 &= P_1 \cos \alpha; & N_2 &= P_2 \sin \alpha \\ Q_1 &= P_1 \sin \alpha; & Q_2 &= P_2 \cos \alpha \end{aligned} \right\}, \quad (1)$$

где  $h_1, h_2$  — плечи сил  $P_1$  и  $P_2$  соответственно;  $\alpha = \arcsin(BE/BD)$  — угол отклонения шва от вертикали.

Наибольшие напряжения от вращательного момента возникают на концах сварных швов (точки В и D на рис. 8) и определяются по формулам

$$\tau_{1M} = \frac{M_1}{W_1} = \frac{P_1 h_1}{W_1}; \quad \tau_{2M} = \frac{M_2}{W_2} = \frac{P_2 h_2}{W_2}, \quad (2)$$

где  $W_1, W_2$  — моменты сопротивления расчетных сечений угловых сварных швов для первого и второго вариантов нагружения.

Площадь среза углового шва определяется расчетной толщиной углового шва  $h_p$  и его длиной. Расчетная толщина шва зависит от способа выполнения шва, его вида и связана с катетом шва  $K$  зависимостью

$$h_p = \beta K, \quad (3)$$

где  $\beta$  — коэффициент для определения расчетной толщины углового шва, принимаемый равным: 1,1 — для однопроводной автоматической сварки; 0,9 — для двух- и трехпроводной автоматической сварки и 0,7 — для ручной сварки.

Моменты сопротивления расчетных сечений сварных швов таврового соединения определяются по зависимостям:

$$W_1 = \frac{2h_{1p}l^2}{6} = \frac{\beta K_1 l^2}{3}; \quad W_2 = \frac{2h_{2p}l^2}{6} = \frac{\beta K_2 l^2}{3}, \quad (4)$$

где  $K_1, K_2$  — катеты швов, рассчитываемые при первом и втором вариантах нагружения;  $l$  — длина швов соединения.

С учетом всех выше приведенных формул можно найти составляющие касательных напряжений от всех силовых факторов для точек В и D (рис. 8, в, з)

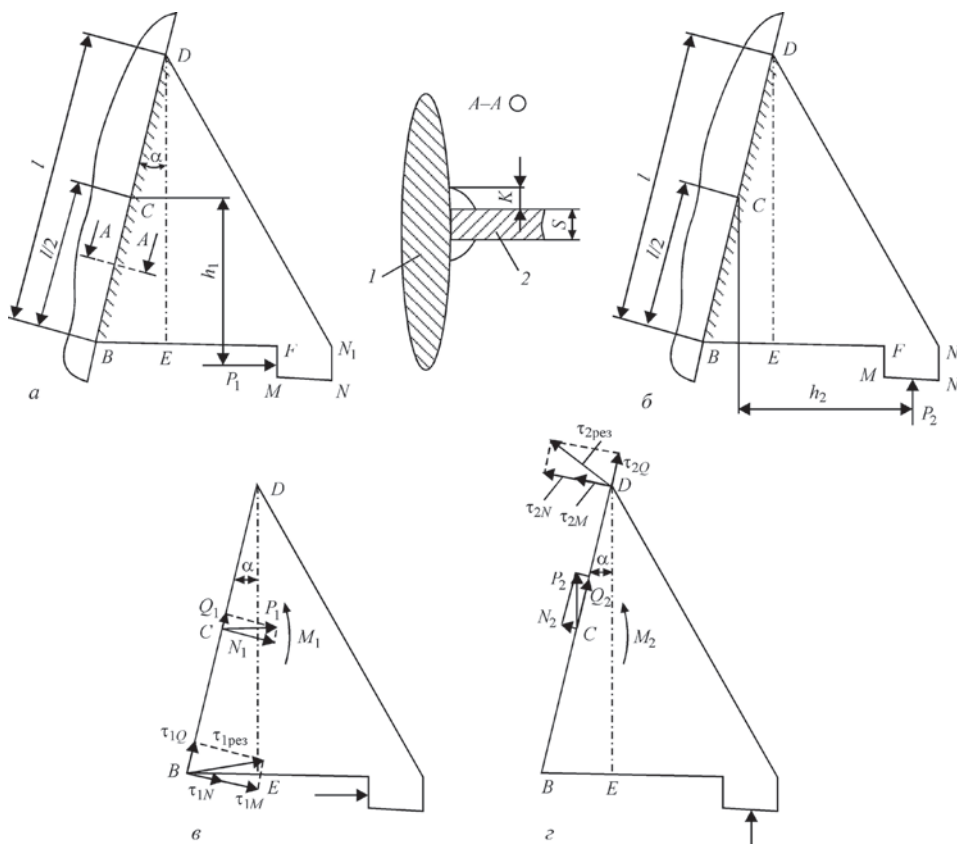


Рис. 8. Схема приварки ребра жесткости к чаше и силового воздействия на него: 1 — стенка чаши; 2 — ребро



$$\left. \begin{aligned} \tau_{1M} &= \frac{3P_1 h_1}{\beta K_1 l^2}; \quad \tau_{1N} = \frac{P_1 \cos \alpha}{2\beta K_1 l}; \quad \tau_{1Q} = \frac{P_1 \sin \alpha}{2\beta K_1 l}; \\ \tau_{2M} &= \frac{3P_2 h_2}{\beta K_2 l^2}; \quad \tau_{2N} = \frac{P_2 \sin \alpha}{2\beta K_2 l}; \quad \tau_{2Q} = \frac{P_2 \cos \alpha}{2\beta K_2 l} \end{aligned} \right\} \cdot (5)$$

Тогда результирующие касательные напряжения в наиболее напряженных точках шва  $B$  для первого варианта нагружения и  $D$  для второго, будут определяться по формулам:

$$\begin{aligned} \tau_{1\text{рез}} &= \sqrt{(\tau_{1M} + \tau_{1N})^2 + \tau_{1Q}^2} = \\ &= \frac{P_1}{\beta K_1 l} \sqrt{\left(\frac{3h_1}{l} + \frac{\cos \alpha}{2}\right)^2 + \frac{\sin^2 \alpha}{4}}, \end{aligned} \quad (6)$$

$$\begin{aligned} \tau_{2\text{рез}} &= \sqrt{(\tau_{2M} + \tau_{2N})^2 + \tau_{2Q}^2} = \\ &= \frac{P_2}{\beta K_2 l} \sqrt{\left(\frac{3h_2}{l} + \frac{\sin \alpha}{2}\right)^2 + \frac{\cos^2 \alpha}{4}}. \end{aligned} \quad (7)$$

Учитывая, что вектор результирующих напряжений не перпендикулярен к продольной оси шва, его расчетную толщину и, следовательно, катет шва необходимо увеличить в  $\gamma$  раз, т. е. положить в формулах (6) и (7) вместо  $K_1$  и  $K_2$   $\gamma_1 K_1$  и  $\gamma_2 K_2$ , где

$$\gamma_1 = \frac{\sqrt{(\tau_{1M} + \tau_{1N})^2 + \tau_{1Q}^2}}{(\tau_{1M} + \tau_{1N})} = \frac{\sqrt{\left(\frac{3h_1}{l} + \frac{\cos \alpha}{2}\right)^2 + \frac{\sin^2 \alpha}{4}}}{\frac{3h_1}{l} + \frac{\cos \alpha}{2}}, \quad (8)$$

$$\gamma_2 = \frac{\sqrt{(\tau_{2M} + \tau_{2N})^2 + \tau_{2Q}^2}}{\tau_{2M} + \tau_{2N}} = \frac{\sqrt{\left(\frac{3h_2}{l} + \frac{\sin \alpha}{2}\right)^2 + \frac{\cos^2 \alpha}{4}}}{\frac{3h_2}{l} + \frac{\sin \alpha}{2}}. \quad (9)$$

Подставив (8) и (9) в (6) и (7) после преобразований можно записать условие прочности для обоих вариантов нагружения в таком виде:

$$\tau_{1\text{рез}} = \frac{P_1}{\beta K_1 l} \sqrt{\left(\frac{3h_1}{l} + \frac{\cos \alpha}{2}\right)^2} \leq [\tau']; \quad (10)$$

$$\tau_{2\text{рез}} = \frac{P_2}{\beta K_2 l} \sqrt{\left(\frac{3h_2}{l} + \frac{\sin \alpha}{2}\right)^2} \leq [\tau'], \quad (11)$$

где  $[\tau']$  — допускаемые напряжения в шве при срезе.

Из выражений (10) и (11) получим формулы для определения катетов швов:

$$K_1 \geq \frac{P_1}{\beta [\tau'] l} \sqrt{\left(\frac{3h_1}{l} + \frac{\cos \alpha}{2}\right)^2}, \quad (12)$$

$$K_2 \geq \frac{P_2}{\beta [\tau'] l} \sqrt{\left(\frac{3h_2}{l} + \frac{\sin \alpha}{2}\right)^2}. \quad (13)$$

По конструктивным соображениям размеры ребра (в мм) принимаются такими (см. рис. 8):  $BD = 550$ ,  $DE = 534$ ,  $BE = 125$ ,  $BF = 330$ ,  $MN = 100$ ,  $FM = 60$ ,  $h_1 = 0,5(DE \pm FM)$ ,  $h_2 = BF - 0,5BE + 0,5MN$ . Длина шва  $l = BD$ . Материал ребер — сталь Ст3. Сварные швы выполняются электродами для ручной дуговой сварки типа Э42;  $\beta = 0,7$ ;  $[\tau'] = 0,6[\sigma] = 96$  МПа.

Подставив в формулы (12) и (13) необходимые значения входящих в них величин, получим следующие размеры катетов шва: для первого варианта нагружения (см. рис. 8, а)  $K_1 \geq 8,55$  мм; для второго варианта нагружения (см. рис. 8, б)  $K_2 \geq 5,62$  мм.

При одновременном действии обеих сил, что теоретически возможно при возврате горячей чаши после кантовки в исходное положение в момент выгрузки шлака  $K \geq 14,17$  мм.

С учетом возможного разброса реальных размеров катетов швов, рекомендован технологический размер  $K = 15$  мм.

Промышленное опробование чаш со сварными ребрами жесткости подтвердило рациональность предложенного метода снижения термдеформаций крупногабаритных литых изделий.

1. Жегур А. А. О питании Т-образных термических узлов при литье по выплавляемым моделям / А. А. Жегур, С. И. Репях // Литейное производство. — 2010. — № 12. — С. 15–19.
2. Артюх В. Г. Нагрузки и перегрузки в металлургических машинах: монография / В. Г. Артюх. — Мариуполь: Изд-во ПГТУ, 2008. — 246 с.
3. Марочник сталей и сплавов: под ред. В. Г. Сорокина. — М.: Машиностроение, 1989. — 639 с.
4. Горицкий В. М. О причинах трещинообразования в корпусах кислородных конверторов / В. М. Горицкий [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. — 1987. — № 1. — С. 57–60.
5. Лоза А. В. Исследование деформаций в концевых сляках при непрерывной разливке стали / А. В. Лоза, В. В. Чигарев, Д. А. Рассохин, В. В. Шишкин // Известия вузов. Черная металлургия. — 2015. — 58, № 3. — С. 197–202.
6. Николаев Г. А. Сварные конструкции. Расчет и проектирование: учебник / Г. А. Николаев, В. А. Винокуров. — М.: Высшая школа, 1990. — 446 с.
7. Серенко А. Н. Расчет сварных соединений и конструкций. Примеры и задачи / А. Н. Серенко, М. Н. Крумбольдт, К. В. Багрянский. — Киев: Вища школа, 1977. — 336 с.

Поступила в редакцию 29.01.2016

## ПРИМЕНЕНИЕ РОБОТИЗИРОВАННОЙ И МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКИ В УСЛОВИЯХ ВОЗМУЩАЮЩИХ ФАКТОРОВ

Е. В. ШАПОВАЛОВ, В. В. ДОЛИНЕНКО, В. А. КОЛЯДА, Т. Г. СКУБА, Ф. С. КЛИЩАР

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

В работе рассмотрены основные проблемы автоматизации процессов многопроходной сварки МИГ/МАГ крупногабаритных изделий во всех пространственных положениях в условиях низкой повторяемости сборочных операций. Показана необходимость и, в то же время, недостаточность использования с целью адаптации только одного лазерно-телевизионного сенсора. Предложена методика оснащения робототехнического (механизированного) сварочного комплекса средствами технического зрения в виде системы лазерно-телевизионного и видео-пирометрического сенсоров. Представлены результаты разработки технических средств, алгоритмического и программного обеспечения адаптивного сварочного комплекса. В предложенных алгоритмах управления используются результаты измерений геометрических параметров как разделки кромок стыкового соединения, так и положения расплавленной сварочной ванны в реальном масштабе времени. Показано, что адаптивная роботизированная система выполняет основные функции, возложенные на нее: корректировка положения электрода и параметров режима сварки в условиях возмущающих факторов, и способна обеспечить необходимые геометрические и механические характеристики сварного шва. В данной работе в качестве примера используется робототехнический комплекс фирмы «ABB», в состав которого входит сварочный робот «ABB IRB-1600», оснащенный лазерно-телевизионным и видео-пирометрическим сенсорами, и источник питания дуги «ESAB Aristo MIG 5000I». Сварочные эксперименты показали, что разработанное программное и аппаратное обеспечение позволяет выполнить адаптацию РТК для применения ее в процессе сварки стыковых соединений при действии возмущающих факторов, таких как: изменение величины зазора, искривление электродной проволоки, изменение температуры окружающей среды и др. Библиогр. 8, рис. 6.

*Ключевые слова:* сварочный робот, манипулятор, геометрическая и технологическая адаптация, система автоматического управления, интерфейс оператора

Применение серийно выпускаемых робототехнических комплексов (РТК) в автоматизированных системах управления дуговой сваркой крупногабаритных толстостенных изделий позволяет повысить производительность и гарантировать необходимый уровень качества формирования сварных соединений. Поэтому разработки, направленные на поиск возможностей применения серийно изготавливаемых механических многозвенных манипуляторов сварочной горелки и изделия для реализации концепции безлюдных сварочных технологий являются актуальными. Сдерживающими факторами применения РТК являются недостаточная точность повторения сборочных операций под сварку стыковых соединений. Это приводит к возникновению переменной величины зазора между кромками стыка и переменной геометрии всего стыкового соединения. Также в процессе сварки появляются дополнительные смещения в изделии, вызванные тепловыми деформациями и структурными превращениями в сварном шве, что в итоге затрудняет получение качественного сварного соединения.

Одним из способов устранения препятствий на пути широкого применения серийно выпускаемых РТК является оснащение их средствами техническо-

го зрения — лазерно-телевизионными и видео-пирометрическими сенсорами.

Основное задание лазерно-телевизионных сенсоров — бесконтактное измерение геометрических параметров стыкового соединения и передача их значений в систему управления РТК. Полученные данные используются не только для корректировки траектории перемещения сварочной горелки относительно оси стыка, но и для адаптивного управления сварочными параметрами, такими как напряжение сварки, скорость подачи проволоки, скорость сварки, амплитуда колебаний сварочной горелки. РТК, оснащенный лазерно-телевизионным сенсором, способен обеспечить необходимые геометрические параметры сварного шва и его механические свойства. Основным преимуществом оптических сенсоров перед тактильными датчиками является получение более полной информации о геометрии стыка, что позволяет разрабатывать более точные алгоритмы заполнения разделки кромок при многопроходной сварке. Однако оснащение роботов только лазерно-телевизионными сенсорами является недостаточным в условиях наличия возмущений, таких как изменение температуры окружающей среды, намагниченность изделий, искривления электрод-

ной проволоки, тепловая деформация стыка и так далее. Указанные факторы приводят либо к изменению глубины проплавления, либо к смещению сварочной дуги (сварочной ванны) на одну из кромок стыкового соединения, которое может быть причиной недостаточного проплавления другой кромки. С целью минимизации влияния указанных возмущений возникает необходимость оснащения роботов дополнительным сенсором для непосредственного слежения за сварочной ванной с целью оценивания размеров сварного шва и его положения в пространстве относительно оси стыка в режиме реального времени без транспортного запаздывания. Для этого был разработан и интегрирован в адаптивный робототехнический комплекс специализированный видео-пирометрический сенсор.

Проблеме создания систем адаптивного управления сваркой МИГ/МАГ в настоящее время уделяется большое внимание за рубежом [1–4]. Однако в полной мере задача не решена.

Данная статья посвящена разработке методики создания алгоритмического и программного обеспечения для контроллера «ABB IRC5» сварочного робота «ABB IRB-1600», оснащенного лазерно-телевизионным (ЛТС) и видео-пирометрическим сенсором (ВПС). ЛТС используется для измерения геометрических параметров стыковых соединений с разделкой кромок, а ВПС — для оценивания размеров и положения сварочной ванны (рис. 1).

Основными функциями программного обеспечения системы автоматического управления параметрами процесса сварки на основе информации от ЛТС есть следующие:

- управление перемещением сварочной горелки вдоль центра стыка на основе действитель-

ного положения текущего участка стыка в пространстве, которое вычисляется ЛТС в масштабе реального времени;

- управление формой и амплитудой колебаний горелки на основе текущих геометрических параметров стыка и, в частности, величины зазора перед горелкой;

- управление параметрами режима сварки (величина скорости подачи электродной проволоки, напряжения сварки, скорости сварки) на основе текущих геометрических параметров стыка перед горелкой относительно направления сварки. Алгоритм расчета значений этих параметров аналогичен предложенному в работе [5].

Программное обеспечение имеет два уровня управления процессом сварки: верхний и нижний.

Программное обеспечение верхнего уровня реализовано с использованием языка программирования C# в среде программирования MS Visual Studio. Программный код в виде файлов библиотек dll загружается в пульт оператора ABB FlexPendant» [6] (рис. 2).

Программное обеспечение нижнего уровня разработано на языке Rapid (ABB) в среде программирования ABB RobotStudio.

Разработанное программное обеспечение предназначено для работы под управлением операционной системы реального времени Windows CE.

Программное обеспечение реализовано в виде нескольких потоков, которые выполняются параллельно с использованием механизма программных прерываний:

- управление движением робота (перемещением сенсоров, закрепленных на последнем звене робота) по заранее спланированной траектории с учетом коррекции в реальном масштабе времени;



Рис. 1. Структурная схема параллельной двухсенсорной системы



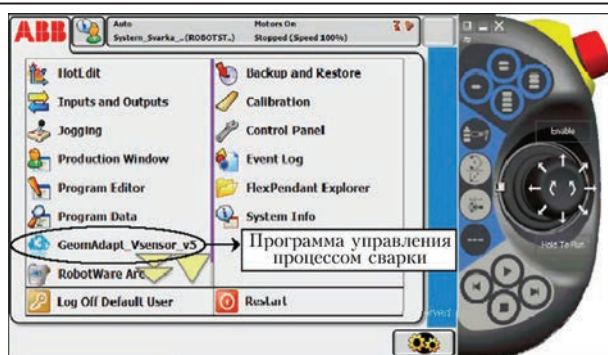


Рис. 2. Главное меню пульта оператора ABB FlexPendant

опрос контроллера робота с целью получения координат текущего положения ТСП (tool central point). Значение координаты  $X$  отвечает положению лазерной плоскости ЛТС в направлении сварки вдоль стыка;

опрос ЛТС в реальном масштабе времени и получение от него координат  $Y$  и  $Z$  точек пересечения секущей лазерной плоскости с кромками стыка;

опрос ВПС в масштабе реального времени с целью получения от него координат центра сварочной ванны и ее геометрических параметров;

расчет текущих значений параметров режима сварки и значений коррекции положения горелки (в поперечном направлении и по высоте относительно оси стыка) и передача этих значений контроллеру робота.

После загрузки в контроллер робота файлов библиотек dll, созданных в MS Visual Studio, в главном меню пульта кроме основных пунктов меню появляется пункт с названием программы управления процессом сварки, например, «GeomAdaptVsensor\_v5» (рис. 2).

При выборе оператором этого пункта меню запускается на выполнение программа управления процессом сварки (рис. 3). Значительную область диалогового окна интерфейса оператора занимает изображение контура лазерной полосы, которая динамически изменяется в процессе сканирования стыка перед началом и во время сварки.

В верхней части экрана находятся вкладки «Video» и «Info», которые содержат информацию о геометрических параметрах стыка, сварочной ванны и рассчитанных значениях коррекции траектории горелки, и вкладка «Trajectory», предназначенная для отображения стыка и траектории движения горелки. В левой части окна размещены элементы управления (кнопки) для выбора либо ручного («Correction manual»), либо автоматического режима коррекции («Correction auto») сварочной горелки. В нижней части размещены пункты меню «File» и «View».

Пункт меню «File» позволяет сохранить в файл реальную (с коррекцией) траекторию перемеще-



Рис. 3. Главное диалоговое окно интерфейса оператора на экране пульта ABB FlexPendant

ния горелки после выполнения сварки каждого шва. В результате можно получить паспорт изделия с отображением всей необходимой информации о траектории и режимах сварки на всех участках корневого и заполняющих швов свариваемого изделия.

Пункт меню «View» предоставляет возможность отражения на экране пульта оператора сетки с выбранным шагом и центральных осей, которые пересекаются в точке с координатами  $y = 0, z = 0$ . Таким образом, оператор имеет возможность визуально оценить величину смещения стыка и изменение его геометрии в процессе сварки.

В процессе сварки кроме измерения геометрических параметров стыка и его положения в пространстве также оценивается соответствующая информация о сварочной ванне, которая может отображаться на экране пульта оператора. Регистрация изображения теплового поля сварочной ванны и формирования оценки высоты сварочной ванны относительно нижней поверхности разделки стыка выполняется с помощью двухканального пирометрического сенсора. На основе данной информации системой управления РТК формируется коррекция положения электрода в процессе сварки и коррекция параметров режима сварки. На рис. 4 показано изображение теплового поля сварочной ванны в двух крайних положениях горелки, которая выполняет поперечные колебания.

Положение максимально нагретой зоны (области горения дуги) остается в средней части кадра, в то время как менее нагретая зона сварочной ванны периодически перемещается, что обусловлено поперечными колебаниями горелки. Неподвижное положение максимально нагретой зоны объясняется тем, что сенсор пирометра закреплен непосредственно на горелке и поэтому на изображении дуга является неподвижной, а контуры сварочной ванны перемещаются.

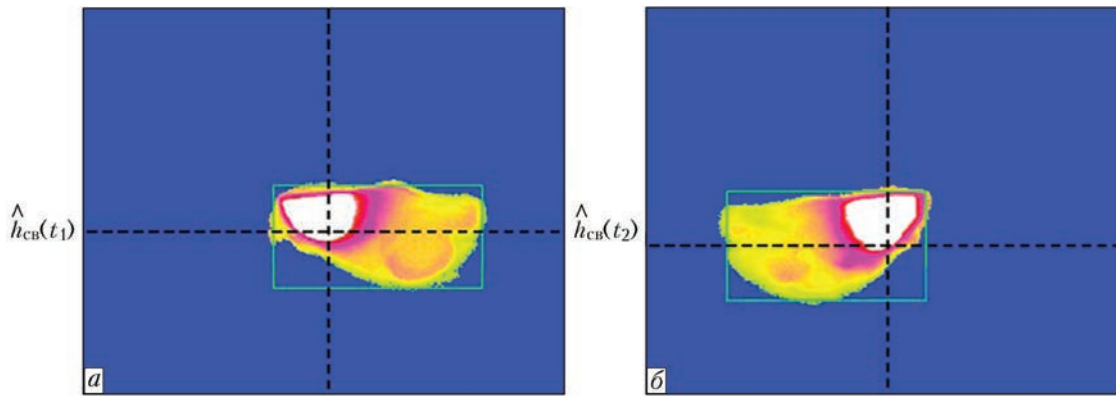


Рис. 4. Изображение теплового поля сварочной ванны при сварке корневого шва с поперечными колебаниями: а, б — крайнее левое и крайнее правое положение относительно оси стыка

Взаимодействие между контроллером сварочного робота, ЛТС и ВПС реализовано с помощью технологии пакетной передачи данных Ethernet на верхнем уровне программного обеспечения. Структура программного обеспечения для реализации взаимосвязей между компонентами системы представлена на рис. 5. При разработке программного обеспечения применялся язык программирования C# MS Visual Studio.

Основные функции, которые применяются при реализации программного обеспечения, имеют следующий вид:

- создание конечных точек по адресам сокетов и портов, которые соответствуют IP -адресам сенсоров;

- создание сокета TCP/IP (Transmission Control Protocol/Internet Protocol);

- привязываем точку к созданному сокету — `mysocket.Connect(ipip);`

- отправляем данные через сокет — `mysocket.SendTo();`

- ожидаем ответ от сенсоров — процедура `Listen()` формирует список полученных от сенсора координат характеристических точек контура лазерной полосы, по которым определяют геометрические параметры разделки кромок и зазора.

Для получения доступа к данным робота в формате языка программирования Rapid из программы C# подключаем рабочее пространство (namespace) `RapidDomain` [6]. В этом домене описываются PC SDK классы с разными типами дан-

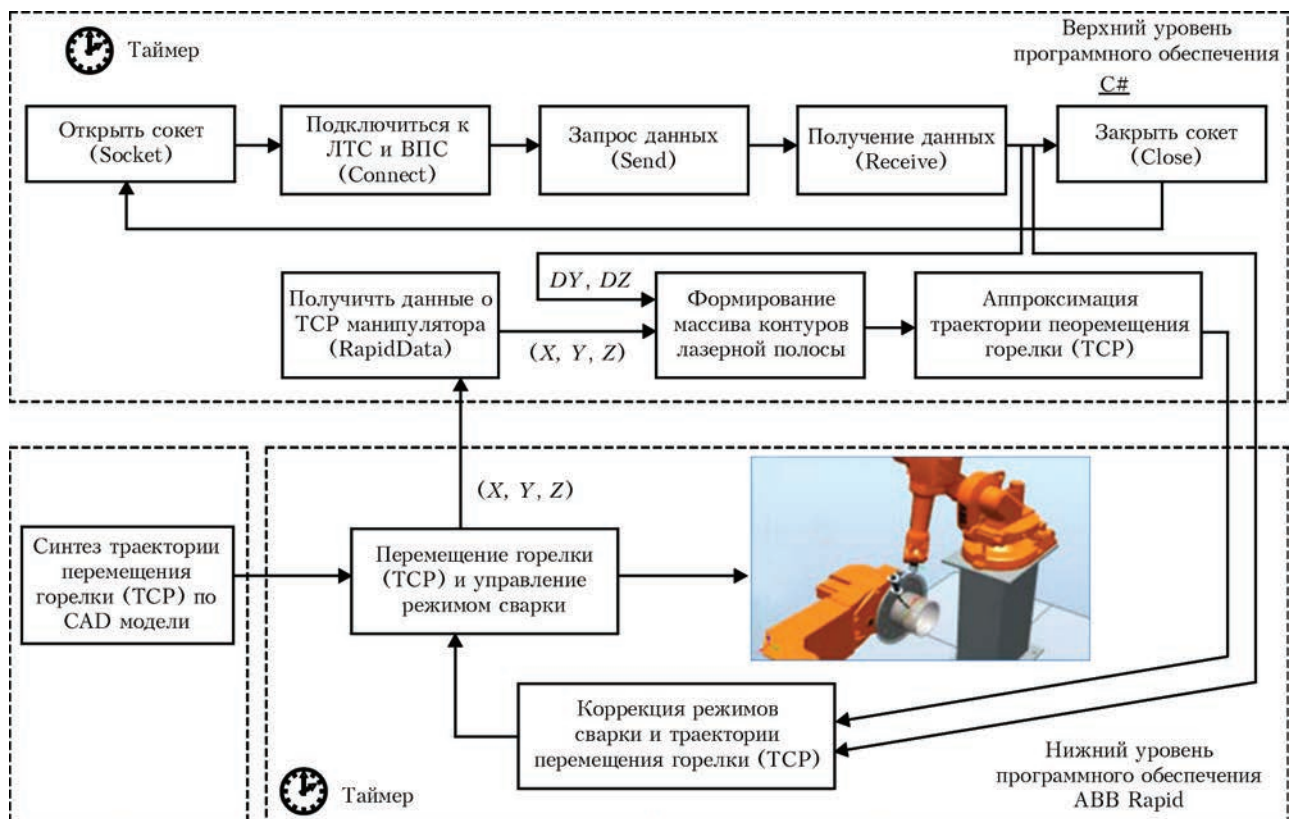


Рис. 5. Структурная схема программного обеспечения обмена информацией между компонентами системы

ных Rapid. Для чтения или записи RapidData создается RapidData-объект, который связывается с соответствующими данными.

Для передачи в программу нижнего уровня (Rapid) значений скорректированных координат сварочной горелки выполняются следующие шаги алгоритма:

- считывание текущих координат в масштабе реального времени;
- коррекция координат в соответствии с показаниями ЛТС и ВПС;
- передача скорректированных координат в контроллер сварочного робота.

Программное обеспечение нижнего уровня (ABB Rapid), предназначенное для реализации адаптивной коррекции горелки по вертикали и горизонтали в процессе сварки, имеет следующие основные структурные компоненты: основная процедура «main()», процедура заранее сформированной траектории «Path\_10» в соответствии с идеально собранным объектом сварки и процедура «TRAP Path\_10\_correct», которая учитывает погрешности во время изготовления разделки и операций сборки. Перед вызовом процедур объявляются переменные, например «hori\_id» и «vert\_id», которые подключаются к «correction generator» для выполнения горизонтальной и вертикальной коррекции.

Получение данных от программного обеспечения верхнего уровня выполняется с помощью механизма прерываний по таймеру. Сначала объявляется переменная «timeint» с типом данных «intnum» [7]. После чего переменная «timeint» с помощью функции CONNECT связывается с процедурой типа TRAP, которая в данном проекте имеет название «Path\_10\_correct». Кроме этого в этой процедуре включается таймер прерываний TTimer, в параметрах которого указывается значение интервала времени между опросом сенсоров (например, 0,2 с, что равняется такту 5 Гц). В процедуре «Path\_10\_correct» выполняется коррекция значений координат целевой точки, в которую перемещается горелка в процессе сварки корневого шва, и коррекция параметров режима сварки.

Для записи смещения (в системе координат траектории) в correction generator применяется функция CorrWrite, которая приводит к немедленной коррекции координат целевой точки траектории (TorchPos) и, соответственно, траектории движения горелки к скорректированной точке. Функция ArcRefresh используется для обновления параметров режима сварки (adaptWd) в процессе выполнения программы [8]. Обновленные значения параметров сварки передаются к командам сварки «ArcX», что в соответствии со структурой программы отнесено к процеду-

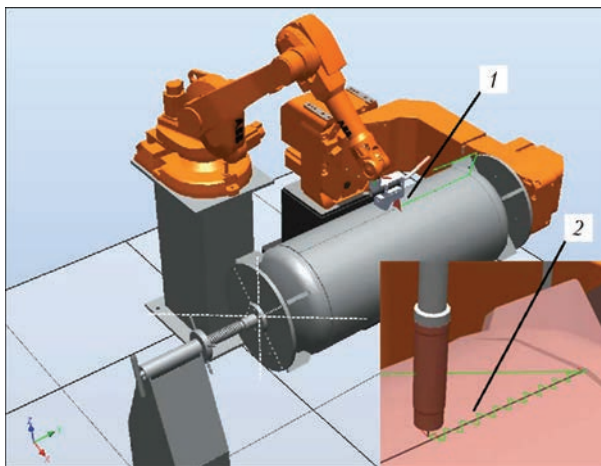


Рис. 6. Имитационная модель адаптивного робототехнического комплекса: 1 — траектория сканирования стыка перед сваркой; 2 — скорректированная траектория перемещения горелки (с колебаниями)

ре «Path\_10». Для реализации команды сварки вдоль линейной траектории применяется функция ArcL [8], первым параметром которой является целевая точка, значение координат которой постоянно корректируется по таймеру прерываний. Кроме этого, указывается скорость перемещения, значения параметров старта сварки adaptSm, значения параметров режима сварки, точность позиционирования fine, параметры рабочего инструмента MyNewTool\_Torch\_Esab и рабочего объекта Workobject\_truba. Последний параметр указывает на то, что целевая точка не является константой.

Для проверки корректности работы алгоритмического и программного обеспечения построена имитационная модель РТК (рис. 6). Модель позволяет воспроизвести основные конструктивные особенности комплекса: кинематику робота, позиционера изделия, их взаимное расположение, геометрию свариваемого изделия с разделкой кромок стыка, конструкцию сварочной горелки, лазерно-телевизионного и видео-пирометрического сенсоров. Также модель позволяет воссоздать все этапы технологического процесса, начиная от запуска программы управления на выполнение с помощью виртуального пульта оператора и заканчивая этапом перемещения горелки по скорректированной траектории вдоль оси стыка в реальном масштабе времени (рис. 6, поз. 2). Для этого реализованы следующие возможности: сканирование стыка с помощью ЛТС, формирование списка характерных точек проекции лазерной плоскости на стык и выполнение расчета траектории перемещения сварочной горелки с учетом коррекции.

## Выводы

1. Разработана методика создания алгоритмического и программного обеспечения подсистемы стабилизации геометрических параметров свароч-



ной ванны на основе информации от лазерно-телевизионного и видео-пирометрического сенсоров. Данная методика может быть использована для создания программного обеспечения адаптивных механизированных и роботизированных сварочных комплексов.

2. Предложен подход к разработке имитационной 3D модели, что позволяет воссоздать все этапы технологического процесса: сканирование стыкового соединения, планирование траектории перемещения сварочной горелки и непосредственное перемещение горелки с учетом коррекции по данным от лазерно-телевизионного и видео-пирометрического сенсоров. Разработанная модель может использоваться для оценки работы, как отдельных компонентов системы, так и работы комплекса в целом.

1. Гладков Э. А. Автоматизация сварочных процессов / Э. А. Гладков, В. Н. Бродягин, Р. А. Перковский. – М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 421 с.

2. Fernando de Aguiar Faria. Machine vision and artificial neural networks for seam tracking and weld inspection / Fernando de Aguiar Faria, Abraão Marques Tavares, Marina Spyer Las Casas // ABCM Symposium Series in Mechatronics. – 2010. – Vol. 4 – P. 768–775.
3. Research on a triline laser vision sensor for seam tracking in welding: Robotic welding, intelligence and automation / Zengwen Xiao, T.-J. Tarn et al. // LNEE. – 2010. – V. 88. – P. 139–144.
4. Moon H. S. Development of adaptive fill control for multitorch multipass submerged arc welding / H. S. Moon, R. J. Beattie // Int J Adv Manuf Technol. – 2002. – Vol. 19. – P. 867–872.
5. Алгоритм технологической адаптации для автоматизированной многопроходной МИГ/МАГ сварки изделий с переменной шириной разделки кромок / Т. Г. Скуба, В. В. Долиненко, В. А. Коляда, Е. В. Шаповалов // Автомат. сварка. – 2013 – № 1. – С. 16–22.
6. Robotics Application manual FlexPendant SDK RobotWare 5.15: Document ID: 3HAC036958-001 Revision: B. // ABB, 2013. – 220 p.
7. Robotics Technical reference manual, RAPID Instructions, Functions and Data types RobotWare 5.15.01, Document ID: 3HAC16581-1, Revision: P. // ABB, 2013. – 1336 p.
8. Robotics Application manual Arc and Arc Sensor RobotWare 5.15, Document ID: 3HAC16591-1, Revision: Q. // ABB, 2013. – 234 p.

Поступила в редакцию 26.01.2016

#### НОВАЯ КНИГА

**НАПЛАВКА. МАТЕРИАЛЫ. ТЕХНОЛОГИИ. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ.** И. А. Рябцев, И. К. Сенченков, Э. В. Турык. – Gliwice, Wydawnictwo Politechnik Slaskiej, 2015. – 590 p.

#### Книга содержит следующие разделы:

- Виды износа и повреждения деталей машин и механизмов.
- Классификация и характеристика основных методов наплавки.
- Методы расчета напряженно-деформированного и структурного состояния деталей в процессе наплавки и последующей эксплуатации в условиях изнашивания и циклических механических или термомеханических нагрузок.
- Долговечность наплавленных деталей, эксплуатирующихся при изнашивании и циклических механических нагрузках.
- Долговечность наплавленных деталей, эксплуатирующихся в условиях изнашивания и циклических термических и механических нагрузок.
- Нелегированные и низколегированные стали, применяемые для изготовления деталей машин, и их свариваемость.
- Структура и свойства наплавленного металла различных систем легирования.
- Методы регулирования структуры наплавленного металла.
- Электродуговая наплавка.
- Плазменная наплавка.
- Электрошлаковая наплавка
- Газовая наплавка.
- Индукционная наплавка.
- Лазерная наплавка.
- Дефекты в наплавленном металле, их происхождение и меры борьбы с ними.
- Контроль качества и механическая обработка наплавленных деталей.
- Аттестация процедур наплавки.



С книгой можно ознакомиться в библиотеке ИЭС им. Е.О. Патона

## ВЛИЯНИЕ КИСЛОРОДА НА ПРОЦЕСС ОБРАЗОВАНИЯ ВЫЗЫВАЕМЫХ АЗОТОМ ПОР ПРИ ДУГОВОЙ СВАРКЕ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ\*

В. А. ПИСАРЕВ, С. Н. ЖИЗНЯКОВ

Беларусский нац. техн. ун-т. Республика Беларусь, 220013, г. Минск, просп. Независимости, 65.

E-mail: niil\_svarka@bntu.by

Одним из наиболее распространенных дефектов сварных соединений, выполняемых дуговой сваркой плавящимся электродом, особенно на открытых площадках, является пористость азотного происхождения. Считается, что для получения бездефектных швов при сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей содержание азота в них не должно превышать 0,01...0,03 %. Вместе с тем на практике имеют место факты получения плотных швов при содержании азота до 0,18 %. Это свидетельствует о том, что кроме концентрации азота и температуры на процесс образования связан с ним пор определяющее влияние оказывают еще и другие факторы. Одним из таких факторов, как показывают проведенные аналитические и экспериментальные исследования, является содержащийся в металле сварочной ванны кислород. Он способен тормозить поступление атомов азота из расплава в газовую полость развивающегося зародыша или пузырька (эффект кислородного адсорбционного торможения). Вновь установленная закономерность была использована при разработке технологического процесса сварки стальных конструкций в углекислом газе на открытых площадках при воздействии ветра скоростью до 8...10 м/с. Библиогр. 11, табл. 1, рис. 1.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, поры, азот, кислородное адсорбционное торможение, плотный шов, технология

Общепринятый технологический процесс сварки в углекислом газе не позволяет получать качественные сварные соединения на открытых площадках при ветре скоростью свыше 2...3 м/с, поскольку в этом случае нарушается газовая защита зоны сварки, в которую в недопустимом количестве попадает атмосферный воздух. Это приводит к образованию чрезмерной пористости, вызываемой содержащимся в воздухе азотом.

Существующие способы сварки в углекислом газе, позволяющие вести процесс при скоростях ветра свыше 3 м/с, предполагают применение различных ветрозащитных устройств; специальных сварочных горелок, повышающих газодинамическую устойчивость струи защитного газа, с использованием соответствующих режимов сварки; сварочных проволок, легированных сильными нитридообразующими элементами (Al, Ti, Zr и др.).

Однако по целому ряду причин указанные способы и технологии сварки распространения в строительстве и на монтажных площадках не получили.

Рациональным путем решения проблемы увеличения объемов сварки в углекислом газе и как следствие повышения уровня механизации сварочных работ на открытых площадках является поиск и разработка способа сварки, при котором имеется реальная возможность непосредственного воздействия на сам механизм образования пор

азотного происхождения и, управляя им, приостанавливать их формирование.

Для этого прежде всего необходимо было найти объяснение некоторым известным и противоречивым фактам, связанным с азотным порообразованием:

при дуговой сварке на открытом воздухе пористость швов (по количеству и размерам пор), выполняемых проволокой марки Св-08, значительно меньше пористости швов, выполняемых проволокой марки Св-08Г2С;

при дуговой сварке (наплавке) в струе воздуха проволокой марки Св-08А с расходом воздуха 30 л/мин поры в швах не образуются. В то же время при использовании проволоки марки Св-08Г2С получение плотных швов не наблюдается;

при сварке в смеси  $\text{CO}_2 + 4\% \text{N}_2$  поры отсутствуют. Вместе с тем при сварке в смеси  $(\text{Ar} + 20\% \text{CO}_2) + 4\% \text{N}_2$  швы изобилуют порами;

при ручной дуговой сварке на увеличенной длине дуги электродами с рутиловым покрытием поры в швах не образуются, при сварке электродами с основным покрытием, обеспечивающим лучшую газовую защиту зоны сварки, имеет место существенная пористость швов;

при ручной дуговой сварке электродами с медным покрытием, не обеспечивающим достаточно полную газовую защиту зоны сварки от воздуха, поры в сварных швах отсутствуют.

Приведенные факты, представленные в таблице и на рисунке, дополненные информацией по содержанию азота и кислорода в металле шва

\* В порядке обсуждения.

**Содержание газов и оценка порообразования в металле сварных швов, полученных с различными вариантами защиты зоны сварки от воздуха**

Способ и условия сварки	Содержание газов, %		Пористость	Источник информации
	[N]	[O]		
1. Сварка в $\text{CO}_2$ , проволока Св-08Г2С	0,015	0,06	Нет пор	Данные авторов
2. Сварка на воздухе, проволока Св-08Г2С	0,13	0,06	Поры (крупные)	[1]
3. То же, проволока Св-08	0,15	0,08	Поры (мелкие)	То же
4. Сварка в струе воздуха, расход 30 л/мин, проволока Св-08А	0,18	0,13	Нет пор	[1]
5. Сварка в смеси $\text{CO}_2 + 4\% \text{N}_2$ , проволока Св-08Г2С	0,03	0,07	Нет пор	Данные авторов
6. Сварка в смеси $(\text{Ar} + 20\% \text{CO}_2) + 4\% \text{N}_2$ , проволока Св-08Г2С	0,04	0,03	Поры	То же
7. Ручная дуговая сварка короткой дугой, электроды МР-3	0,02	0,08	Нет пор	->-
8. То же, удлиненной дугой	0,04	0,08	Нет пор	->-
9. Ручная дуговая сварка короткой дугой, электроды УОНИИ-13/55	0,02	0,02	Нет пор	->-
10. То же, удлиненной дугой	0,03	0,02	Поры	->-
11. Ручная дуговая сварка, электроды с меловым покрытием	0,14	0,13	Нет пор	[2]

*Примечание:* считается [1], что при сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей поры в металле шва в общем случае образуются при содержании в нем азота свыше 0,01...0,03 %.

сварных соединений, дают основание полагать о существовании определяющего влияния находящегося в расплаве кислорода на процесс образования вызываемых азотом пор.

Детальный анализ полученных данных наглядно показывает, что с увеличением концентрации растворенного кислорода порог азотного порообразования резко возрастает.

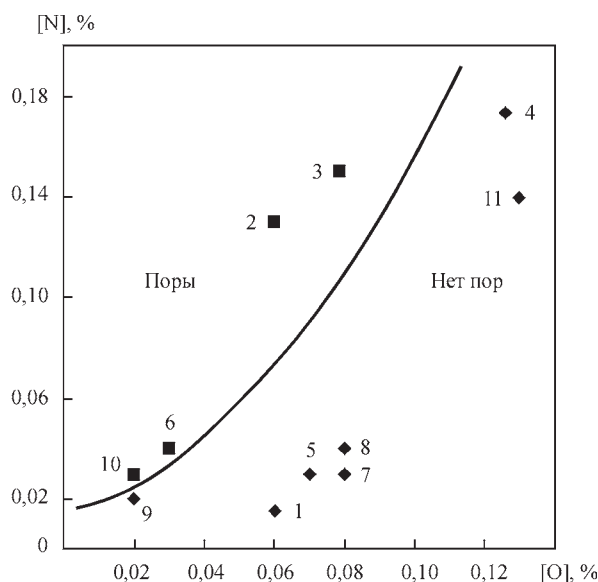
Для выделения растворенных в металле газов в самостоятельную фазу прежде всего необходимо наличие в расплаве центров зарождения (зародышей) газовых пузырьков. Вероятными местами возникновения зародышей являются существующие в сварочной ванне различного вида микропустоты, плохо смачиваемые металлом твердые неметаллические включения и другие содержащиеся в расплаве взвеси. Некоторые исследователи [1,

3], и этой точки зрения придерживаются авторы статьи, считают, что зародыши пор при дуговой сварке низкоуглеродистых и низколегированных сталей преимущественно вызывает реакция образования оксида углерода.

Последующее развитие зародыша и превращение его по достижении критического радиуса в газовый пузырек, а также дальнейший рост пузырька до видимых размеров и переход его при кристаллизации металла сварочной ванны в пору, может происходить под воздействием как продолжающегося образовываться оксида углерода, так и выделяющихся из окружающего объема жидкого металла водорода и азота — газов, находящихся в растворе в пересыщенном состоянии.

Существует мнение [1, 4], что способность металла шва к образованию пор можно теоретически оценивать по суммарному скрытому парциальному давлению газов, способных выделяться из металла в результате прохождения реакций в условиях равновесия. При этом поры (более правильно — пузырьки) способны появиться тогда, когда скрытое суммарное давление газов  $\sum P_i$  (оксида углерода, водорода и азота) будет заметно превышать внешнее давление  $P_{\text{вн}}$ , которое условно можно принять равным 0,1 МПа.

Однако приведенные в таблице данные и практика производства сварочных работ указывают на то, что подобный подход к оценке роли всех или одного газа в образовании пор требует уточнения. Так, фактическое участие в порообразовании азота, в частности, при сварке в окислительной среде, расчетным путем через определение скрытого парциального давления находящихся в сварочной ванне газов однозначно определить невозможно. Последнее обусловлено тем, что в этом случае поведение растворенного в жидкой стали азота не подчиняется закону квадратного корня Сиверкса,



Влияние содержания кислорода на образование вызываемых азотом пор в сварных швах соединений, полученных при дуговой сварке плавящимся электродом низкоуглеродистых и низколегированных сталей (№ 1–11 — см. таблицу)



устанавливающего зависимость между концентрацией газа в жидком металле и его парциальным давлением. Согласно этому закону при содержании азота в металле, равном 0,14 и 0,18 %, его расчетные парциальные давления в газовой полости пузырьков должны приближаться соответственно к 12 и 20 МПа, что, как следствие, согласно упомянутому выше мнению, должно вызывать чрезвычайно большую пористость. Однако в действительности даже при таких высоких содержаниях азота пористость в металле швов отсутствует (см. таблицу) и следовательно парциальные давления азота в пузырьках (или развивающихся зародышах) не превышают 0,1 МПа. Причиной этому явлению, как было установлено экспериментальными и аналитическими исследованиями, является высокое содержание в сварочной ванне кислорода — 0,13 %. Таким образом, для качественной оценки вероятности появления газовых пузырей, являющихся предвестниками вызываемых азотом пор, необходимо знание не только концентрационных и температурных параметров растворённого в металле азота, но и понимание специфики влияния на процесс порообразования содержащегося в расплаве кислорода, одного из сильных поверхностно-активных элементов.

Анализ литературных данных по вопросам поглощения и выделения газов из сварочной ванны и образования пор в металле шва сварных соединений, выполненных дуговой сваркой, ознакомление с диффузией газов в металлических расплавах и с процессами дегазации жидкого металла при производстве стали [1–10], позволили представить следующий путь поступления азота в развивающийся зародыш или растущий пузырек (далее пузырек), состоящий из четырёх основных этапов.

*Первый этап.* Перенос посредством конвективной диффузии (в переносе задействованы конвективные и диффузионные процессы) атомов растворённого в металле сварочной ванны азота к поверхности раздела «металл–газовая фаза пузырька».

Благодаря высокой температуре расплавленного металла и наличию в сварочной ванне при дуговой сварке плавящимся электродом конвективных металлических потоков, постояннодвигающихся со скоростью, в 10...20 раз превышающей скорость сварки [6], и непрерывно омывающих поверхность растущего и всплывающего пузырька, подвод атомов азота к поверхности раздела происходит с высокой интенсивностью.

*Второй этап.* Адсорбция атомов азота поверхностным слоем жидкого металла на границе раздела «металл–газовая фаза пузырька».

Одновременно с азотом к поверхности раздела фаз (поверхностному слою) подводятся другие растворённые в металле сварочной ванны газы, в том числе (и это особенно важно) кислород, который характеризуется высокой диффузионной подвижностью и всегда содержится в сварочном расплаве. При этом атомы кислорода, являющегося сильным поверхностно-активным веществом, согласно закону Гиббса (адсорбция) поглощаются (адсорбируются) поверхностным слоем, занимая в нем в первоочередном порядке соответствующую их концентрации часть свободных адсорбционных мест (центров), а также частично мест, занятых атомами азота, вытесняя последние с поверхности раздела. Это уменьшает долю мест, потенциально способных адсорбировать атомы азота, также обладающего, хотя и в значительно меньшей степени, поверхностно-активными свойствами.

Уменьшение вакантных для азота адсорбционных мест снижает скорость адсорбции  $v_{\text{адс}}$  и как следствие коэффициент массопереноса атомов азота через поверхность раздела «металл–газовая фаза пузырька», что можно оценить выражением:  $v_{\text{адс}} = KC(1 - \alpha)$ , где  $K$  — коэффициент пропорциональности;  $C$  — концентрация азота в сварочной ванне;  $\alpha$  — доля занятых кислородом адсорбционных мест на поверхности раздела, определяемая его содержанием в сварочном расплаве. При малом содержании кислорода в металле сварочной ванны, не более 0,01...0,03 %, когда доля занятых кислородом адсорбционных мест  $\alpha$  крайне мала, имеет место высокая склонность металла швов к образованию пор азотного происхождения (аргоно-дуговая сварка, сварка в смеси углекислого газа с аргоном, ручная дуговая сварка электродами с основным видом покрытия). Заметное повышение стойкости против образования пор наблюдается при содержании кислорода в сварочной ванне порядка 0,07...0,11 %. В этом случае атомы кислорода занимают значительную часть поверхности раздела фаз, что уменьшает скорость адсорбции атомов азота и способствует получению плотных швов при ручной дуговой сварке электродами с рутиловым и кислым покрытиями удлиненной дугой и на открытых площадках при высоких скоростях ветра, а также при сварке в углекислом газе с введенным в зону сварки азотом до 4 % или воздухом до 6 %. При большой концентрации кислорода в расплаве, свыше 0,11...0,13 %, его атомы по-видимому способны занимать всю поверхность раздела ( $\alpha = 1$ ) и даже образовывать в поверхностном слое химические группировки, близкие по составу с оксидом железа. Такой слой фактически приостанавливает переход атомов через поверхность раздела, развитие пузырька не происходит даже при очень высоком

содержании (высокой степени пересыщения) азота в сварочной ванне, 0,14...0,18 %. Именно этим можно объяснить отсутствие видимой пористости при сварке в струе воздуха проволокой Св-08А при расходе воздуха 30 л/мин (дополнительное окисление металл сварочной ванны получает за счет участия в металлургическом процессе кислорода воздуха), а также при сварке электродами с меловым покрытием.

Имеет место явление, которое можно определить как эффект кислородного адсорбционного торможения процесса образования пор азотного происхождения.

*Третий этап.* Молизация адсорбированных атомов азота. Физически адсорбированные атомы азота, находящиеся в поверхностном слое, вступают в химическое взаимодействие между собой с образованием молекул с очень устойчивыми тремя ковалентными связями:  $2N_{\text{адс}} = N_2$ . При этом выделяется большое количество тепловой энергии, 945 кДж/моль (энергия активации молизации составляет всего 0,4 кДж/моль).

*Четвертый этап.* Десорбция образовавшихся молекул азота в газовую полость пузырька. В условиях высокой температуры расплавленного металла и низкого парциального давления азота в газовой полости скорость десорбции молекул азота лимитируется главным образом интенсивностью массопереноса атомов азота через поверхность раздела фаз, определяемую концентрацией азота и содержанием кислорода в металле сварочной ванны.

Таким образом, и это со всей очевидностью вытекает из изложенного выше материала, одним из основных факторов, определяющих процесс образования пор азотного происхождения при дуговой сварке плавящимся электродом низкоуглеродистых и низколегированных сталей, является также специфическое действие содержащегося в металле сварочной ванны кислорода, что может быть использовано в качестве эффективного регулятора механизма порообразования.

Это положение и его следствие — эффект кислородного адсорбционного торможения — были взяты за металлургическую основу при разработке технологического процесса сварки в углекислом газе, обеспечивающего получение качественных сварных соединений на открытых строительно-монтажных площадках при скорости ветра до 8...10 м/с, когда зона сварки «обогащается» атмосферным воздухом. С целью повышения содержания кислорода в расплаве до умеренного рационального уровня, порядка 0,07...0,09 %, было успешно опробовано применение проволо-

ки с минимально допустимым содержанием элементов-раскислителей и газовой смеси углекислого газа с кислородом, имеющей более высокую по сравнению с чистым углекислым газом окислительную способность [11]. При этом обращалось внимание на влияние содержащихся в металле шва газов на механические свойства сварных соединений.

## Выводы

1. Содержащийся в металле сварочной ванны кислород оказывает значительное влияние на процесс образования пор азотного происхождения при дуговой сварке плавящимся электродом низкоуглеродистых и низколегированных сталей. Он непосредственно воздействует на механизм поступления атомов (молекул) азота в газовую полость развивающегося зародыша и растущего пузырька, блокируя процесс порообразования (эффект кислородного адсорбционного торможения).

2. Повышение концентрации кислорода в расплаве способно значительно уменьшить склонность металла сварного шва к образованию азотной пористости. Это явление было успешно использовано при разработке технологического процесса сварки в углекислом газе стальных конструкций на открытых площадках при скорости ветра до 8...10 м/с.

1. Новожилов Н. М. Основы металлургии дуговой сварки в газах / Н. М. Новожилов. — М.: Машиностроение, 1979. — 231 с.
2. Алов А. А. Электроды для дуговой сварки и наплавки / А. А. Алов. — М.: Машгиз, 1947. — 87 с.
3. Алов А. А. Основы теории процессов сварки и пайки / А. А. Алов. — М.: Машиностроение, 1969. — 272 с.
4. Походня И. К. Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / И. К. Походня. — М.: Машиностроение, 2004. — 256 с.
5. Ершов Г. С. Диффузия в металлургических расплавах / Г. С. Ершов, В. П. Майборода. — Киев.: Наукова думка, 1990. — 224 с.
6. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением / А. А. Ерохин. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
7. Сварочные материалы для дуговой сварки. Защитные газы и сварочные флюсы / Б. П. Конищев, С. А. Курламов, Н. Н. Потапов [и др.]; под ред. Н. Н. Потапова. — М.: Машиностроение, 1989. — Т. 1. — 544 с.
8. Сварочные материалы для дуговой сварки. Сварочная проволока и электроды; под ред. Н. Н. Потапова. — М.: Машиностроение, 1993. — Т. 2. — 768 с.
9. Кудрин В. А. Теория и технология производства стали: [учебник для вузов] / В. А. Кудрин. — М.: Мир, АСТ, 2003. — 528 с.
10. Римский С. Т. Способы повышения стойкости металла шва к образованию пор при дуговой сварке в защитных газах / С. Т. Римский // Сварщик в Белоруссии. — 2008. — № 4 — С. 15–18.
11. Жизняков С. Н. Влияние кислорода на процесс сварки в смеси  $CO_2 + O_2$  / С. Н. Жизняков, Л. Н. Тималев // Сварочное производство. — 1977. — № 2. — С. 25–27.

Поступила в редакцию 04.04.2016

## РЕЦЕНЗИЯ

на нормативный документ СОУ ВЕА.200.1.1/01: 2016  
 «Сварка, термическая обработка, контроль трубных систем котлов  
 и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования». —  
 Харьков: «Фолио», 2016. – 288 с.

В апреле 2016 г. издательством «Фолио» (г. Харьков) выпущен в свет отечественный нормативный документ СОУ ВЕА.200.1.1/01: 2016 (взамен РТМ-1с-89) «Сварка, термическая обработка, контроль трубных систем котлов и трубопроводов при монтаже и ремонте энергетического оборудования». Стандарт издан под общей редакцией известного специалиста в области промышленной энергетики, президента Всеукраинской энергетической ассамблеи канд. техн. наук Плачкова Ивана Васильевича. Разработанный специалистами Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины нормативный документ посвящен особенностям сварки ответственных узлов оборудования и элементов трубопроводов ТЭС и ТЭЦ, включая применение сварочных ремонтных технологий. Важность и актуальность изданного стандарта заключается в его направленности на обеспечение надежности и долговечности котельного оборудования, а также трубопроводов действующих энергоблоков ТЭС, отработавших свой парковый ресурс.

Стандарт состоит из 24 разделов и 31 приложения. Особое внимание в стандарте уделено вопросам применения сварочных материалов при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, механизированной сварке под флюсом и в защитном газе, а также при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом. Документ регламентирует требования к подготовке производства и общие положения по технологии сборки и сварки стыков труб. Приведены рекомендации по технологии сварки трубопроводов пара и горячей воды, газопроводов, пароводяной арматуры, вварки штуцеров в коллектора и барабаны котлов. Большой объем документа посвящен вопросам технологии различных способов дуговой сварки трубопроводов из углеродистых, низколегированных, аустенитных, мартенситных, мартенситно-ферритных и разнородных сталей. Отдельный раздел стандарта посвящен технологии и оборудованию для термической обработки сварных соединений труб и трубных систем. Рассмотрены вопросы контроля качества сварных соединений, все методы неразрушающего контроля и нормы оценки качества. Весьма актуальным и важным является материал



по ремонтным технологиям сварки барабанов котлов высокого давления (более 4 МПа) и давлением до 4 МПа, а также труб поверхностей нагрева. Приведены рекомендации по приварке шипов к экранам трубам, рассмотрены применяемые сварочные материалы, технология, оборудование и контроль качества. Приложения к стандарту содержат достаточное количество справочных данных по сварочным материалам, сварочной аппаратуре, оборудованию для подогрева и термообработки, форм технической документации на сварочные работы и др. информацию.

Изданный стандарт обобщает результаты научно-технических разработок и многолетнего опыта практической работы в области сварки при изготовлении, монтаже и ремонте трубопроводов и трубных систем энергоблоков ТЭС и ТЭЦ. Документ написан простым, доступным техническим языком, хорошо иллюстрирован и предназначен для руководства в работе инженеров-технологов и специалистов сварочного производства электростанций, монтажных и ремонтных предприятий, а также заводов энергетического машиностроения. Кроме того, стандарт может использоваться преподавателями и студентами энергетической специализации технических вузов.

Исполнительный директор  
 Общества сварщиков Украины,  
 канд. техн. наук В. М. Илюшенко

От редакции:  
 заказы на нормативный документ просьба направлять  
 в редакцию журнала «Автоматическая сварка».



## XXI СЕССИЯ НАУЧНОГО СОВЕТА ПО НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ ПРИ КОМИТЕТЕ ПО ЕСТЕСТВЕННЫМ НАУКАМ МЕЖДУНАРОДНОЙ АССОЦИАЦИИ АКАДЕМИЙ НАУК

23–24 мая 2016 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины проходила очередная ежегодная сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МААН). В заседании сессии приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения из академий наук, вузов и предприятий Беларуси, Грузии, России и Украины.

23 мая состоялось заседание секции «Конструкционные и функциональные наноматериалы для медицины» Научного совета, на котором было представлено 16 докладов.

Пленарное заседание сессии открыл заместитель председателя Научного совета по новым материалам академик Б. А. Мовчан. Борис Алексеевич напомнил, что это уже XXI сессия Научного совета и в этом году ее программа посвящена композиционным наноструктурным наноматериалам, их получению и применению. Затем приветственное послание от президента МААН, президента НАН Украины, директора ИЭС им. Е. О. Патона академика Б. Е. Патона зачитал ученый секретарь Научного совета к.т.н. А. В. Бабаев.

Первый доклад на пленарном заседании сделал академик НАН Украины *Б. А. Мовчан* (ИЭС им. Е. О. Патона, НАНУ, г. Киев, Украина). Доклад посвящен разработке электронно-лучевой технологии (ЕВ-PVD) получения твердых и жидких двухфазных композиционных материалов с наночастицами неорганических веществ. Электронно-лучевое испарение неорганических веществ в вакууме позволяет получать из них твердые композиты; жидкие композиты (жидкая органическая матрица с наночастицами металлов); дискретные наноразмерные металлические покрытия (островковые структуры) на порошках и гранулах неорганических и органических веществ.

Двухфазные твердые композиты, состоящие из металла (сплав) с равномерным распределением наночастиц неорганических веществ, получают испарением компонентов двумя независимыми электронно-лучевыми источниками и последующей конденсацией смешанного парового потока на поверхности с температурой, достаточной для формирования равновесных структур. Жид-

кие композиты изготавливают электронно-лучевым испарением металлов и последующим осаждением парового потока на поверхность жидкой органики. Испарение осуществляют с помощью испарителей реакторного типа, формирующего паровой поток заданной пространственной ориентации. Основные требования к жидкостям: совместимость с вакуумом (низкая упругость пара) и отсутствие химически активных центров (атомов, ионов, свободных радикалов и др.), образующих с вводимыми атомами новые структуры.

Для получения дискретных наноразмерных металлических покрытий используют испарители реакторного типа. Осаждение происходит на поверхностях механически перемешиваемых порошков или гранул.

В результате исследований разработаны жидкие композиты (коллоиды), содержащие жидкие неорганические вещества (политетрагидрофуран, глицерин, льняное масло и т.п.) и металлы (серебро, медь). Разработана технология получения дискретных и сплошных наноразмерных металлических покрытий на неорганических и органических порошках и гранулах. Препараты и субстанции с наночастицами металлов переданы для испытаний ряду медицинских учреждений Украины.

Существующее электронно-лучевое оборудование, разработанное и изготавливаемое Международным центром электронно-лучевых технологий ИЭС им. Е. О. Патона обеспечивает реализацию всех рассмотренных технологических вариантов получения композиционных наноструктурных материалов и покрытий.

Доклад «Разработка нанотехнологий получения композиционных материалов в Институте металлургии и материаловедения им. Ф. Тавадзе — достижения и перспективы» представили академик НАН Грузии *Г. Ф. Тавадзе* и д.т.н. *Л. С. Чхартушвили* (ИММ им. Ф. Тавадзе, г. Тбилиси, Грузия). Первая часть доклада посвящена результатам разработки ударостойких и броневых наноконпозиционных материалов, получаемых методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) в форме градиентных и мелкоструктурных керамик и металлокерамик. Разрабатываемые материалы предназначены для

изготовления броневых плит для индивидуальных средств защиты легкой бронетехники.

Следует отметить, что броневые конструкции из градиентных материалов в среднем в 1,7 раза легче, чем конструкции из специальной высокопрочной стали с такой же ударостойкостью.

Во второй части доклада, представленной д.т.н. *Л. С. Чхартушвили*, рассмотрены химические методы получения нанокмполитов. В ИММ им. Ф. Тавадзе разработан ряд технологий, позволяющих получать в наноструктурной форме те керамические материалы, которые служат преркурорами важного класса твердых материалов. Это — нанокарбид и нитрид бора, а также нанопорошки некоторых боридов и корунда. Известно, что карбид бора обладает уникальными физико-механическими свойствами: высоким модулем упругости, высоким отношением твердости и плотности, повышенной устойчивостью в агрессивных средах и т. д. Однако его применение ограничено из-за низкой ударной вязкости, хрупкости и невысокой теплопроводности. В ИММ разрабатываются так называемые гетеромодулярные керамики на основе карбида бора. Эти композиционные материалы удачно сочетают свойства высококомодулярной керамики и эластичного металлического связующего.

Чл.-кор. НАН Беларуси *Ю. М. Плещачевский* (Институт механики металлополимерных систем им. В. А. Белого, г. Гомель, Беларусь) представил на сессии доклад «Деформирование и разрушение материалов и конструкций малоамплитудными нагрузками». По мнению автора доклада нагружаемое тело отзывается на изменение напряжения с некоторым запаздыванием. Время запаздывания автор называет инкубационным временем. Существование инкубационного времени реакции твердых тел на внешнее импульсное нагружение позволяет трактовать процессы деформирования и разрушения материалов и конструкций с позиций термодинамики неравновесных систем. При этом любая реакция твердого тела на внешнее воздействие является проявлением фундаментального термодинамического принципа Ле Шателье–Брауна.

Силовое или кинематическое воздействие на упругие тела, вызывающее в последних волны деформаций или напряжений, может иметь широкий диапазон последствий, вплоть до появления зон разрушения в некоторых областях этого тела. При этом к ситуациям возникновения волн деформаций большой амплитуды может приводить при определенных условиях совместное или периодическое действие незначительных нагрузок.

Затем с докладом «Новые подходы к получению и переработке сверхвысокомолекулярного полиэтилена в материалы с улучшенными прочностными и модульными характеристиками» выступил чл.-кор. РАН *С. С. Иванчев* (Санкт-Петербургский филиал Института катализа им. Г. К. Борескова, РФ). Известно, что полимеры представляют собой особый класс материалов, структура которых отличается необыкновенным многообразием (клубок, пачка, глобула, кристаллит). Физико-механические свойства полимерных систем зависят, в первую очередь, от молекулярного строения. Макромолекулярные образования и полимерные системы в силу особенностей своего строения всегда являются наноструктурными системами. Новые типы полимерных волокон нашли применение в индивидуальных и коллективных средствах бронезащиты (пуленепробиваемые и противоосколочные бронежилеты, боевые шлемы, бронепластины, пуленепробиваемые панели), авиа- и ракетостроении (элементы конструкций ракет и самолетов, парашютное оснащение, авиационные ремни и тросы), судостроении (корпуса катеров и яхт, надувные лодки, якорные и причальные канаты, буксировочные тросы, парусное оснащение, такелаж) и др.

В докладе «Формирование композиционных материалов в аддитивных технологиях» д.т.н. *М. Л. Хейфеца* (Институт тепло- и массообмена им. А. В. Лыкова, г. Минск, Беларусь) охарактеризованы основные технологические процессы аддитивного производства и представлена обобщенная модель способов изготовления деталей машин без формообразующей оснастки.

Чл.-кор. НАНУ *И. С. Чекман* (Национальный медицинский университет им. А. А. Богомольца, г. Киев, Украина) выступил с докладом «Композиционные наноструктуры: фармакологические и токсикологические свойства». Нанотоксикология изучает свойства нанопрепаратов, исследует возможность их применения в медицинской практике для профилактики, диагностики и лечения различных заболеваний с контролем биологической активности, фармакологического и токсикологического действия полученных продуктов или медикаментов. Наночастицы могут легко проникать в организм человека и, кроме того, из-за большой площади поверхности могут быть биологически очень активными.

В настоящее время в университете разрабатывается новая технология получения нанокмполита высокодисперсного кремнезема с наночастицами серебра. Этот нанокмполит относится к VI классу веществ по токсичности (относительно безвредные вещества); обладает выраженными противомикробными свойствами по отношению

к *Staphylococcus aureus* (ATCC 25923), *Escherichia coli* (ATCC 25922), *Candida albicans* (ATCC 885-653), *Pseudomonas aeruginosa* (ATCC 9027); снижает токсичность противотуберкулезного препарата — изониазида.

В совместной лаборатории ИЭС им. Е. О. Патона и Национального медицинского университета им. А. А. Богомольца разработана оригинальная технология получения композитов нанометаллов с поливинилпирролидином.

Разработаны также лекарственные формы (мази, гели, присыпки, капсулы, сиропы, растворы) нанопрепаратов металлов и их композитов с органическими веществами (антибиотики, аскорбиновая кислота, изониазид), которые составляют основу для дальнейшего изучения и внедрения в медицинскую практику. Установлено, что в данных врачебных формах наночастицы серебра, меди и их композитов проявляют более выраженное противомикробное действие, чем эти металлы других размеров. Механизм действия модифицированных наночастиц меди и композитов меди с серебром реализуется путем блокирования синтеза РНК вирусов.

Таким образом, нанокompозиты являются субстанциями для разработки и внедрения в качестве новых оригинальных лекарственных средств.

С докладом «Алмазные нанокompозиты: получение при высоком давлении, применение в буровом и режущем инструменте» выступил д.т.н. А. А. Бочечка (Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАНУ, г. Киев, Украина). Для эффективной работы в инструменте алмазный поликристаллический нанокompозит, полученный спеканием алмазных нанопорошков, должен иметь высокий уровень физико-механических характеристик. Для улучшения спекания необходимо параллельно с дегазацией алмазных нанопорошков подобрать добавки, способные образовывать химические соединения с углеродом, и таким образом дополнительно связывать алмазные наночастицы при спекании.

Образцы нанокompозита алмаз–карбид вольфрама получены при высоком давлении реакционным спеканием смесей нанопорошков алмаза и

вольфрама различного генезиса. Перед спеканием осуществляли отжиг смесей в атмосфере водорода и дегазацию сформированных из них компактов в вакууме. Композит имеет структуру, в которой зерна алмаза и карбида вольфрама равномерно расположены и являются однородными по размеру.

Проведенные лабораторные испытания образцов бурового инструмента, оснащенного рабочими элементами из композита алмаз–карбид вольфрама на основе алмазных порошков двух уровней дисперсности, показали целесообразность его использования при бурении анкерных шпуров по породам твердостью до 168 МПа.

В докладе к.т.н. В. А. Щерецкого (ФТИМС НАНУ, г. Киев, Украина) «Антифрикционные алюмоматричные композиционные материалы, упрочненные наноразмерными частицами» проанализированы современные технологии изготовления металломатричных композиционных материалов, предложены пути внедрения наноразмерных упрочнителей в алюминиевую матрицу, оценены возможности применения разработанных технологических решений в промышленности и определены перспективные варианты внедрения.

С докладом «Получение углеродистых нанотрубок на установках дугового распыления в вакууме» выступил д.т.н. В. Е. Панарин (Институт металлофизики НАНУ, Киев, Украина).

Участники сессии имели возможность в ходе дискуссии обменяться мнениями о прочитанных докладах, о состоянии работ в области разработки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

Следующее заседание Научного совета по новым материалам запланировано провести в мае 2017 г. Предварительная тематика сессии «Композиционные функциональные материалы».

И. А. Рябцев





## Х ВСЕУКРАЇНСЬКИЙ ФЕСТИВАЛЬ НАУКИ\*

19–21 травня 2016 р. в рамках Х Всеукраїнського фестивалю науки по всій Україні відбулося понад тисячу різноманітних за формою та змістом заходів, спрямованих на інформування суспільства про наукову діяльність і здобутки українських учених. 19 травня 2016 р. у приміщенні Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України відбулося урочисте відкриття Х Всеукраїнського фестивалю науки, який уже за традицією проходить напередодні святкування Дня науки. Науково-поляризаційні заходи до професійного свята українських учених розпочалися ще 14 травня 2016 р. зі всеукраїнської акції «Дні науки. Весна – 2016», ініціаторами й організаторами якої вже третій рік поспіль є молоді вчені з академічних інститутів.

Фестиваль науки — це масштабний загальнодержавний проект з популяризації науки в суспільстві, засновником якого в 2007 р. була Національна академія наук України. Організаторами Фестивалю є також Міністерство освіти і науки України, Міністерство молоді та спорту України, Національний центр «Мала академія наук України», Національна академія медичних наук України, Національна академія педагогічних наук України, Національна академія аграрних наук

України, Національна академія правових наук України, Національна академія мистецтв України, Київський національний університет імені Тараса Шевченка, Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут». Головні партнери заходу — Посольство Французької Республіки в Україні, Французький культурний центр, Інститут Франції.

Програма цього річного Фестивалю, що тривав з 19 по 21 травня, охоплює понад 1000 різноманітних заходів по всій Україні — у столиці, в усіх обласних і районних центрах і навіть деяких селах (адже Національна академія аграрних наук України має багато дослідних станцій саме в сільській місцевості). Заходи були спрямовані на різні категорії учасників: дні відкритих дверей в академічних установах і вищих навчальних закладах, виступи провідних вітчизняних і зарубіжних учених з популярними лекціями, екскурсії до лабораторій і музеїв, круглі столи, виставки, презентації інноваційних розробок, демонстрації науково-популярних фільмів, інтерактивні фізичні шоу, наукові пікніки, зелені лабораторії, наукові кафе тощо.

Урочистому відкриттю Фестивалю науки передувала прес-конференція, в якій взяли участь пер-



Прес-конференція з нагоди відкриття Х Всеукраїнського фестивалю науки. Зліва направо: віце-президент НАПН України академік НАПН України А. М. Гуржій, аташе з питань наукового та університетського співробітництва Посольства Французької Республіки в Україні пан Сильван Ріголе, перший віце-президент НАН України академік НАН України А. Г. Наумовець, директор київської спеціалізованої школи № 49 з поглибленим вивченням французької мови А. О. Сулейманова, учений секретар Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України кандидат технічних наук І. М. Клочков

\*По матеріалах публікації в журналі «Вісник» Національної академії наук, № 6, 2016 р.



Виступ Надзвичайного і Повноважного Посла Французької Республіки в Україні пані Ізабель Дюмон під час урочистого відкриття X Всеукраїнського фестивалю науки. Ліворуч — перший віце-президент НАН України академік НАН України А. Г. Наумовець, праворуч — заступник міністра освіти і науки України М. В. Стріха

ший віце-президент Національної академії наук України академік НАН України А. Г. Наумовець, віце-президент Національної академії педагогічних наук України академік НАПН України А. М. Гуржій, аташе з питань наукового та університетського співробітництва Посольства Французької Республіки в Україні пан Сильван Ріголе, учений секретар Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України кандидат технічних наук І. М. Клочков, директор київської спеціалізованої школи № 49 з поглибленим вивченням французької мови А. О. Сулейманова, академіки-секретарі відділень НАН України.

Відкриваючи X Всеукраїнський фестиваль науки, перший віце-президент НАН України академік А. Г. Наумовець зазначив, що цей захід, з одного боку, сприяє популяризації в суспільстві наукової діяльності українських учених, а з іншого є своєрідним звітом науковців перед громадянами своєї країни — платниками податків про те, яких результатів було досягнуто і яку практичну користь вони можуть мати. Однак дуже важливо, що в Україні, як і в багатьох інших країнах світу, де реалізується цей проект, фестивалі науки орієнтовані насамперед на молодь: студентів, школярів і навіть дітей молодшого віку, для яких передбачено багато цікавих і захоплюючих заходів. У такий спосіб фестиваль сприяє формуванню інтелекту, стимулює інтерес до пізнання світу, підвищує авторитет науки і науковців.

Академік А. Г. Наумовець зачитав привітання президента НАН України академіка Б. Є. Патона учасникам X Всеукраїнського фестивалю науки.

Проведення Всеукраїнського фестивалю науки вже стало доброю традицією. З кожним роком кількість учасників фестивалю зростає. Це свідчить про те, що головна наша мета — популяризувати науку в суспільстві, залучити до досліджень талановиту молодь, допомогти їй визначитися з вибором майбутньої професії — виконується успішно.

Я дуже радий, що дедалі більше молодих людей бере участь у заходах Фестивалю. Це означає, що молодь тягнеться до знань. Бажаю їм зберегти це захоплення на все життя.

Це особливо важливо сьогодні, коли українська наукова спільнота б'є на сполох, намагаючись привернути увагу суспільства і насамперед влади до потреб науки. Прогрес держави, суспільства, окремої людини неможливий без знань і інтелекту. Стан розвитку науки і технологій визначає економічне місце держави і є запорукою процвітання



Радник генерального директора Європейської організації з ядерних досліджень (ЦЕРН) Крістоф Шефер





Лекція доктора біологічних наук Тетяни Сергєєвої

у сучасному глобалізованому світі. Нерозуміння цього може призвести до остаточної руйнації інтелектуального і наукового потенціалу держави і, як наслідок, позбавити Україну можливості бути конкурентоспроможною державою на світовій арені.

Сьогодні на урочистому відкритті Фестивалю ми об'єднали під одним дахом академіків і молодих учених, талановиту учнівську і юнацьку молодь, представників влади, бізнесу та громадських організацій. Отже, сьогодні нас об'єднує наука, і так має бути й у повсякденному житті. Ми маємо поєднати наші зусилля і зробити все можливе для того, щоб Україна посіла гідне місце серед держав світу.

У день відкриття Х Всеукраїнського фестивалю науки я висловлюю тверде сподівання, що високий науковий професіоналізм, талант і цілеспрямованість української молоді, досвід та відданість справі наших учених, їх велике бажання працювати задля поліпшення життя людей стануть потужною рушійною силою розвитку нашої держави.

Я щиро дякую всім, хто взяв участь в організації цього свята. Світ знань не має меж, і перемоги вчених були і ще будуть предметом нашої національної гордості.

Під час урочистого відкриття Фестивалю з промовами виступили також віце-президент Національної академії педагогічних наук України академік НАПН України А. М. Гуржій, заступник міністра освіти і науки України М. В. Стріха, Надзвичайний і Повноважний Посол Французької Республіки в Україні пані Ізабель Дюмон і науковий керівник Інституту сцинтиляційних матеріалів НАН України академік Б. В. Гриньов.

Присутні на урочистому відкритті Фестивалю мали змогу послухати науково-популярні лекції. Радник генерального директора Європейської організації з ядерних досліджень (CERN) Крістоф Шефер виступив з лекцією «Розсекречення космічного коду», в якій яскраво і захопливо розповів про основні напрями діяльності і завдання CERN, а старший науковий співробітник Інституту мо-

лекулярної біології і генетики НАН України доктор біологічних наук Т.А. Сергєєва під час лекції «Біосенсиори — з'єднання живого з неживим» поінформувала слухачів про світові та вітчизняні здобутки в галузі створення біосенсорів.

Потім відвідувачі ознайомилися з виставкою-презентацією прикладних наукових досягнень установ НАН України. Цього року на ній було представлено 473 науково-технічні розробки 50 академічних інститутів, які вже впроваджені або можуть бути найближчим часом впроваджені у виробництво. З повним переліком продемонстрованих розробок можна ознайомитися за посиланням: [http://www.nas.gov.ua/text/pdfNews/SCIENCE\\_FEST\\_2016\\_exposition\\_list.pdf](http://www.nas.gov.ua/text/pdfNews/SCIENCE_FEST_2016_exposition_list.pdf).



Перев'язувальні матеріали на основі радіаційно зшитих гідрогелів (Інститут фізики НАН України)

Вражає широкий спектр потенційних застосувань пропонує співробітниками НАН України розробок — від сфери медицини та охорони здоров'я до оборонно-промислового комплексу країни. І не вина вчених у тому, що лише невелика частка їхніх практичних наукових досягнень втілюється в життя. Упродовж останніх років, попри те, що наявний у нашій країні вагомий науково-технічний потенціал, переважну частину українського експорту становить необроблена сировина і продукція з мінімальною доданою вартістю та низьким рівнем технологічності, а отже, ані державні, ані приватні підприємства не зацікавлені у впровадженні інноваційних розробок і технологій та виробництві наукоємної продукції. Змінити цю ситуацію на краще можна лише за допомогою цілеспрямованої державної політики і завдяки створенню в країні сприятливих умов для розвитку малого та середнього бізнесу.

XXI Всеукраїнський фестиваль науки зацікавив не тільки працівників НАН України, а також усіх, хто займається наукою та впровадженням її досягнень в практику.



## МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ДУГОВАЯ СВАРКА. МАТЕРИАЛЫ И КАЧЕСТВО»

31 мая–3 июня 2016 г. в Волгограде состоялась IX Международная конференция «Дуговая сварка. Материалы и качество», приуроченная к 25-летию образования ассоциации «Электрод». Организаторами конференции выступили ассоциация «Электрод», промышленная компания «Хобэкс-Электрод» (г. Волгоград) и Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины при содействии Российского научно-технического сварочного общества (РНТСО) и Общества сварщиков Украины (ОСУ). В работе конференции приняли участие около 50 руководителей и главных специалистов от 34 предприятий и организаций Литвы, Казахстана, России и Украины.

Конференцию открыл Исполнительный директор Ассоциации, ведущий научный сотрудник ИЭС им. Е. О. Патона В. Н. Липодаев. Участники конференции минутой молчания почтили память вице-президента РНТСО профессора О. И. Стеклова, безвременно ушедшего из жизни. На конференции был зачитан текст Почетной грамоты, подписанной академиком Б. Е. Патonom по случаю юбилея Ассоциации, и вручен ее президенту Е. А. Палиевской, директору ООО «Техпром» (Москва). Затем были заслушаны поздравления



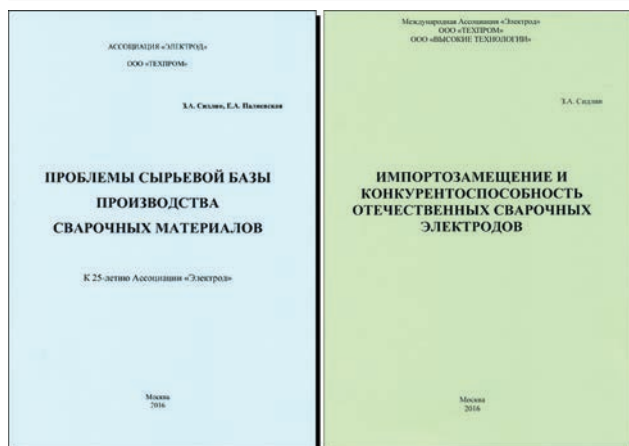
и добрые пожелания участникам конференции от президентов РНТСО и ОСУ.

Программа конференции включала 19 докладов и сообщений, большинство из которых вошли в вышедший в свет к началу конференции сборник на 188 страницах.

Е. А. Палиевская (ООО «Техпром», Москва) в докладе «К 25-летию ассоциации «Электрод» под-



Участники международной конференции «Дуговая сварка. Материалы и качество», 31 мая – 3 июня 2016 г., Волгоград



робно осветила предпосылки необходимости создания в 1991 г. Ассоциации предприятий-изготовителей сварочных электродов на постсоветском пространстве, этапы наиболее важных аспектов деятельности в направлении содействия технологическому перевооружению предприятий, усилия по организации Ассоциацией регулярных заседаний Совета, семинаров и конференций, отметила содействие в издании монографии «Производство электродов для ручной дуговой сварки» (2009 г.) и около 25 тематических брошюр, содействующих профессиональному росту специалистов Ассоциации.

В последние годы создан и успешно функционирует сайт Ассоциации, отражающий ее деятельность, аккумулирующий полезную информацию и способствующий укреплению и сотрудничеству специалистов. В целом Ассоциация за 25-летний период прошла этапы создания, становления и относительно бурного развития предприятий. Несмотря на некоторый экономический спад в последние годы, в целом Ассоциация подтвердила свою жизнедеятельность и польза от сотрудничества для ее членов превышает временные трудности.

**З. А. Сидлин** (ООО «Техпром», Москва) рассказал о прошедшей 50 лет назад (1966 г., Киев) первой послевоенной конференции по сварочным материалам, участником которой он являлся. Она и сегодня поражает воображение как по числу участников, представительству стран и организаций, так и по важности и масштабности обсуждаемых тем, и авторитету принимавших в ней участие ученых и специалистов.

**Ю. Н. Сараев** (Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск) посвятил свое выступление основным направлениям фундаментальных исследований, проводимым Институтом по повышению надежности конструкций, работающих в условиях низких температур. Отмечены как наиболее перспективные те направления, которые связаны с модифицированием компози-

ционными материалами зоны соединения, с импульсным энергетическим воздействием и ударно-механической обработкой на нее.

Об опыте анализа применения сварочных материалов при изготовлении, монтаже, ремонте, строительстве и реконструкции объектов повышенной опасности рассказал **А. Н. Жабин** (СРО НП «НАКС», Москва). По его заключению в настоящее время акценты деятельности НАКС направлены на решение задачи поддержки отечественных производителей сварочного оборудования и сварочных материалов.

В докладе **Г. Н. Соколова** (Волгоградский ГТУ) были представлены результаты исследований влияния ультрадисперсных частиц карбидов вольфрама и карбидов титана, вводимых в двухслойное электродное покрытие, на структуру и фазовый состав низкоуглеродистого наплавленного металла. Показана возможность получения мелкозернистой и однородной структуры металла шва с высокой ударной вязкостью при отрицательных температурах.

**Ю. С. Коробов** (Уральский федеральный университет, Екатеринбург) в докладе «Экономнолегированные порошковые проволоки для металлизации в износостойких и высокотемпературных применениях» рассказал о разработанной гамме порошковых проволок на основе железа, которые можно использовать для нанесения покрытий, в частности, активизированной дуговой металлизацией.

Вопросам повышения качества сварных соединений стабильноаустенитных сталей и сплавов был посвящен доклад **В. Н. Липодаева** (ИЭС им. Е. О. Патона). В нем проанализирован опыт ИЭС по совершенствованию свариваемости коррозионностойких сталей и представлены разработки ряда покрытых электродов для применения их при производстве аппаратов и оборудования для эксплуатации в особо агрессивных средах.

**З. А. Сидлин** (ООО «Техпром», Москва) посвятил свое выступление вопросам качества сварочной проволоки для производства электродов. Докладчик проанализировал имеющиеся место недостатки в поставке сварочной проволоки, особенно, высоколегированной от отечественных производителей. Наиболее рациональным решением проблемы могло бы быть создание компактного специализированного предприятия с полным металлургическим циклом. Задачи импортозамещения и повышения качества в целом могут быть реализованы совместными усилиями специалистов всех стадий металлургического передела.

В докладе **И. М. Лившица** (ООО «Ижорские сварочные материалы, С.-Петербург) были рассмотрены особенности разработки покрытых

электродов марки НХ-1 для сварки нефтехимического оборудования, предназначенного для глубокой переработки нефти, из стали типа 2,25 Cr–1 Mo–0,25 V. Созданные электроды в полной мере отвечают требованиям в соответствии с нормами ASME.

В докладе «Актуальность производства порошковых проволок в России» *С. А. Штоколов* (НП «НПСО», Краснодар) проанализировано состояние с производством наплавочных и сварочных порошковых проволок. Отмечено, что в секторе сварочных проволок актуальным является запуск в среднесрочной и долгосрочной перспективе производства сварочных порошковых проволок малого диаметра (0,8...1,2 мм) для сварки малоуглеродистых и низколегированных сталей.

Особенности развития структурной неоднородности в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным азотсодержащим металлом шва рассмотрены в докладе *В. П. Елагина и др.* (ИЭС им. Е. О. Патона, Киев). Отмечена положительная роль азота в уменьшении развития при длительном нагреве структурной неоднородности в металле зоны сплавления соединений.

*Л. Э. Пыхов* (АО «Белорецкий металлургический комбинат») рассказал о разработке технологии производства сварочной проволоки марки 10Г1СН-ВИ. По результатам испытаний она рекомендована для сварки конструкций мостов в районах Крайнего Севера из стали 10ХСНД, 15ХСНД. Проволока аттестована в НАКС для группы опасных технических устройств.

В докладе *А. Г. Кузнецова* (ОАО «РОТЕКС», Москва) был подробно освещен комплекс выполняемых предприятием работ по разработке, изготовлению, монтажу и пуско-наладке оборудования для всего цикла производства сварочных электродов, работы по комплексной модернизации действующих производств и отдельных машин, поставке оснастки и РТН.

Следует отметить, что большинство докладов вызвали заметный интерес участников конференции, сопровождалось вопросами и дискуссией. Ряд запланированных выступлений не состоялся по причине того, что не все авторы прибыли на

конференцию. С их докладами можно ознакомиться в изданном сборнике.

Вместе с тем был заслушан вне программы доклад *В. М. Букина* (Диагностический испытательный центр «МОСТ», Волгоград) на тему «Мера формы сварного шва», где на основании физических представлений о формировании сварного шва при сварке плавлением математически описана форма эталона поверхности стыкового и углового швов, выполненных в различных пространственных положениях, а также был показан *Е. Г. Гребеником* («СПО-Технологии», Армавир) видеоролик, отражающий деятельность компании в области производства основного и вспомогательного оборудования для изготовления покрытых электродов.

Во время конференции среди ее участников были распространены выпущенные к юбилею Ассоциации брошюры, подготовленные ООО «Техпром» и ООО «Высокие технологии»:

*З. А. Сидлин, Е. А. Палиевская.* Проблемы сырьевой базы производства сварочных материалов. – М., 2016. – 36 с.

*З. А. Сидлин.* Импортзамещение и конкурентоспособность отечественных сварочных электродов. – М., 2016. – 12 с.

В целом программа конференции вызвала большой интерес у специалистов электродного производства. Было высказано пожелание провести в 2017 г. научно-практический семинар в г. Белгороде по теме «Сварочные материалы».

В период проведения конференции состоялось отчетно-выборное Собрание членов Ассоциации. На нем были заслушаны отчеты в работе Исполнительной дирекции Ассоциации за последний год, дополнения и изменения к обновленному Уставу Ассоциации, вручены грамоты ряду специалистов и организаций за большой вклад в деятельность Ассоциации.

Предприятиям ООО «КЕРАМГЛАСС» (г. Белгород, РФ) и ТОО «Электрод СК» вручены свидетельства о вступлении в Ассоциацию «Электрод».

На следующий трехлетний срок были выбраны руководящие органы Ассоциации.

Е. А. Палиевская, инж.  
В. Н. Липодаев, д-р техн. наук



## 10-я ЦЕНТРАЛЬНО-ЕВРОПЕЙСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ИЗУЧЕНИЮ НЕЙТРОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

2–6 мая 2016 г. в Будапеште (Венгрия) состоялась 10-я Центрально-европейская конференция по изучению нейтронных технологий (CETS 2016 — 10th Central European Training School on Neutron Techniques), которая проводилась на территории Будапештского нейтронного центра (BNC) на базе Будапештского исследовательского реактора (BRR).

Организатором конференции при поддержке Венгерской академии наук выступил центр BNC, который является консорциумом из двух научно-исследовательских центров: The Wigner Research Centre for Physics — MTA Wigner FK, Austria и The Centre for Energy Research — MTA EK, Hungary.

Конференция имеет уже свои традиции. Основанная в 1999 г. она проводилась каждые 2-3 года, а последнее время ежегодно. Основная цель конференции состоит в том, чтобы объединить потенциальных пользователей нейтронов реактора для обсуждения последних научных результатов и обучения новейшим нейтронным методикам. Кроме того, она стала форумом для студентов, желающих связать свою область исследований с нейтронными методами.

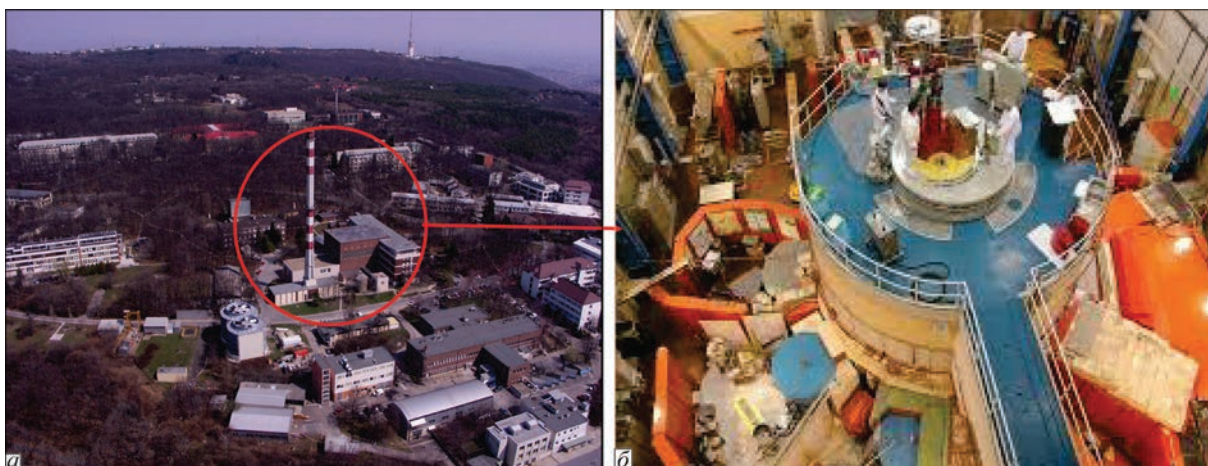
Центр BNC участвует в ряде программ, поддерживаемых ЕС, таких как инициатива интегрирования инфраструктуры в области рассеяния нейтронов и мюон спектроскопии (NMI3), культурное наследие (IPERIONCH), исследования инфраструктуры Центральной Европы (CERIC), наука и инновации в области нейтронов в Европе к 2020 г. (SINE 2020) и решение вопросов в области ядерных исследований (CHANDA). В рамках этих программ европейские ученые могут получить до-

ступ к экспериментальным установкам, которыми оборудован BRR.

Научное использование BRR координируется и управляется BNC. Будапештский исследовательский реактор с водяным охлаждением является реактором замедленного типа, который достиг своей критической мощности в 1959 г. После проведения полномасштабной реконструкции и модернизации в 1992 г. его мощность достигла 10 МВт. В 2001 г. был установлен источник холодных нейтронов, что позволило проводить исследования холодным пучком нейтронов. Облучение проводят в вертикальных каналах, а физические эксперименты — в горизонтальных каналах, по которым проходят пучки нейтронов. Основными направлениями работы этого центра является изучение нейтронных технологий, используемых в промышленности и для медицинских целей.

В этом году CETS 2016 принимала студентов, аспирантов, докторантов и молодых ученых (31) из 18 стран (Австрия, Азербайджан, Аргентина, Венгрия, Германия, Дания, Индия, Италия, Малайзия, Марокко, Португалия, Россия, Румыния, Тайвань, Турция, Украина, Чехия и Швеция). Участники конференции проявили большой интерес к изучению основ теории, практики и обработки экспериментальных данных, полученных с использованием нейтронных методов.

Открыл конференцию презентацией BNC проф. R. Baranaya. Были зачитаны лекции: «Нейтронные исследования в BNC» (L. Rosta, BNC, Венгрия); «Нейтронные исследования в EES» (проф. Esko Oksanen, EES, Швеция); «Нейтронные методы: использование технологий в области



Территория Будапештского нейтронного центра (BNC) (а), зал с размещенным реактором (BRR) (б)



Организаторы и участники CETS 2016 перед центральным входом в корпус BRR



Дифрактометр малоуглового рассеяния нейтронов (SANS «Yellow Submarine»)

научного и культурного наследия» (проф. М. Rogante, REO, Италия) и др.

На пленарной сессии было заслушано более 30 докладов по применению нейтронов в области структурных исследований, физики, химии, биологии, материаловедения и т.д. Участники сессии имели возможность обменяться мнениями по представленным докладам, состоянию дел в области разработки новых материалов и методов нейтронных исследований в других странах. С докладами можно ознакомиться в сборнике докладов CETS 2016.

На территории BNC для участников конференции было проведено 15 ч теоретической подготовки ведущими специалистами из таких исследовательских центров, как ILL (Франция), ESS (Швеция), JINR (Россия) и Венского университета (Австрия).

Для проведения практических занятий (14 ч) был составлен график посещения. Каждая группа могла ознакомиться с методами нейтронных исследований непосредственно в зале, где помещен реактор (испытание материалов с помощью

дифрактометрии (MTEST), нейтронная рефлектометрия с опцией поляризации (GINA), быстрый рентгеновский активационный анализ (PGAA), дифрактометрия малоуглового рассеяния нейтронов (SANS)), а также методами, проводимыми на установках, находящихся в смежных помещениях (нейтронный активационный анализ (NAA), порошковая дифрактометрия с позиционно-чувствительным детектором (PSD), облучение биологических объектов (BIO), дифрактометрия с высоким разрешением (TOF), тепловая нейтронная рентгенография с визуализацией нейтронного и гамма-излучения (RAD), трехосная спектрометрия, работающая на холодных нейтронах (ATHOS) и др.).

В заключение участникам CETS 2016 проф. Л. Роста торжественно вручил сертификаты и специальные поощрительные награды. После завершения заседаний для участников конференции провели экскурсию по г. Будапешт.

CETS 2016 дала представление о применении нейтронных технологий в изучении структуры и динамики конденсированных сред. На этой встрече были также обозначены текущие и новые направления исследований, в которых используются эти методики.

Австро-венгерский учебный курс является прекрасной возможностью для молодых ученых узнать о новых услугах и методиках Будапештского нейтронного центра и представляет возможность европейскому сообществу пользователей холодных нейтронов пройти практический тренинг.

Дополнительную информацию можно найти:  
[www.kfki.hu/cets](http://www.kfki.hu/cets); [www.bnc.hu](http://www.bnc.hu);  
[www.bnc.hu/?q=node/129](http://www.bnc.hu/?q=node/129).

Т. А. Зубер



## ПОДПИСКА на журнал «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

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 «Пресса», «Прессцентр», «Информнаука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



**Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка»  
на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com>  
В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2014 гг. в формате \*.pdf.**

## Реклама в журнале «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

**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
- 0,5 А4, 185×130 мм

**Технические требования к  
рекламным материалам**

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации

**Все файлы  
в формате IBM PC**

- Corell Draw, версия до 10.0
- Adobe Photoshop, версия до 7.0
- QuarkXPress, версия до 7.0, InDesign C56
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

**Стоимость рекламы  
и оплата**

- Цена договорная

- По вопросам стоимости размещения рекламы, свободной площади и сроков публикации просьба обращаться в редакцию

- Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу

- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок

- Стоимость публикации статьи на правах рекламы составляет половину стоимости рекламной площади

- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)

- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 22.06.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать.

Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22.

Печать ООО «Фирма «Эссе». Тираж 820 экз.

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