

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. Турчин

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

- Ющенко К. А., Великоиваненко Е. А., Червяков Н. О., Розынка Г. Ф.,
Пивторак Н. И. Влияние анизотропии свойств никелевого
сплава на напряжения и пластические деформации в зоне
сварного шва 3
- Лобанов Л. М., Кондратенко И. П., Пащин Н. А., Миходуй О. Л.,
Черкашин А. В. Сравнение влияния импульсных воздействий
магнитного и электрического полей на напряженное состояние
сварных соединений алюминиевого сплава АМгб 10
- Дегтярев В. А. Прогнозирование предельных амплитуд цикла
напряжений сварных соединений с установившимися остаточ-
ными напряжениями 16
- Похмурская Г. В., Студент М. М., Войтович А. А., Студент А. З.,
Дзюбик А. Р. Влияние высокочастотных механических колебаний
изделия на структуру и износостойкость наплавленного металла
Х10Р4Г2С 22
- Позняков В. Д., Маркашова Л. И., Жданов С. Л., Бердникова Е. Н.,
Завдоевеев А. В., Максименко А. А. Сопоставление методик оцен-
ки влияния термического цикла сварки на ударную вязкость
металла 3ТВ сварных соединений низколегированных сталей 28

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Кусков Ю. М., Жданов В. А., Тищенко В. А., Студент М. М.,
Червинская Н. Р. Влияние технологии наплавки на сопротивление
наплавленного металла коррозии применительно к условиям
эксплуатации деталей гидравлических устройств 35
- Полещук М. А., Атрошенко М. Г., Шевцов А. В., Пузрин А. Л.
Нанесение защитных покрытий на медные панели кристаллиза-
торов МНЛЗ способом автовакуумной пайки 39
- Пантелеймонов Е. А., Губатюк Р. С. Индукционное устройство
для термической обработки сварных стыков железнодорожных
рельсов 44
- Жук Г. В., Семененко А. В., Великий С. И., Лычко И. И., Козулин
С. М., Степахно Анаст. В. Установка АШ115М2 для электрошла-
ковой сварки вертикальных, наклонных и криволинейных стыковых
соединений 47

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Борисов Ю. С., Войнарович С. Г., Кислица А. Н., Капюжный С. Н.
Влияние технологических факторов микроплазменного напыле-
ния TiO₂ на степень использования напыляемого материала 50

ХРОНИКА

- Всеукраинская конференция «Современные проблемы сварки
и родственных технологий. Усовершенствование подготовки
кадров» 52
- VIII Международная конференция «Математическое моделирова-
ние и информационные технологии в сварке и родственных
процессах» 53

Информация

- 50 лет кафедре оборудования и технологии сварочного производства
им. В. М. Карпенко Донбасской государственной машиностроительной
академии 56

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 «KPI», Khar'kov,
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 Aeronautics 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 Polytechnical University, Russia

Editors

T. V. Yushchenko (editorial), N. A. Pritula
Electron gallery

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

Address of Editorial Board:

11, Kazimir Malevich 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

- Yushchenko K. A., Velikoivanenko E. A., Chervyakov N. O.,
Rozyinka G. F., Pivtorak N. I. Effect of anisotropy of nickel alloy
properties on stresses and plastic deformations in welded joints 3
- Lobanov L. M., Kondratenko I. P., Pashchin N. A., Mikhoduy O. L.,
Cherkashin A. V. Comparison of effect of pulsed actions of magnetic
and electric fields on stressed state of aluminium alloy AMg6
welded joints 10
- Degtyarev V. A. Prediction of limiting amplitudes of stress of welded joints
with steady state residual stresses 16
- Pokhmurskaya G. V., Student M. M., Vojtovich A. A., Student A. Z.,
Dzyubik A. R. Effect of high-frequency mechanical vibrations
of working on rupture and wear resistance of deposited metal
Kh10R4G2S 22
- Poznyakov V. D., Markashova L. I., Zhdanov S. L., Berdnikova E. N.,
Zavdoveev A. V., Maksimenko A. A. Comparison of methods for
evaluating the effect of welding thermal stress on impact toughness
of HAZ metal of low-alloy steel welded joints 28

INDUSTRIAL

- Kuskov Yu. M., Zhdanov V. A., Tishchenko V. A., Student M. M.,
Chervinskaya N. R. Effect of surface technology on corrosion
resistance of deposited metal as applied to engine conditions
of hydraulic machine components 35
- Poleshchuk M. A., Atroshenko M. G., Shevtsov A. V., Puzrin A. L.
Deposition of protective coatings on copper panels of MCCB moulds
by automated braising method 39
- Panteleimonov E. A., Gubatuk R. S. Induction device for heat treatment
of railway rails welded butts 44
- Zhuk G. V., Semenenko A. V., Velikiy S. I., Lychko I. I., Kozulin S. M.,
Stepakhno Anatoliy V. Installation Ash115M2 for electrosag welding
of vertical inclined and horizontal linear butt joints 47

BRIEF INFORMATION

- Borisov Yu. S., Vojnarovich S. G., Kislitsa A. N., Kalyuzhnyi S. N.
Effect of technology factors of micropowder spraying of TiO₂ on
amount of applied powder material 50

NEWS

- All-Ukrainian Conference «Present problems of welding and related
technologies Improvement in personnel training» 52
- VIII International Conference «Mathematical modeling and information
technologies in welding and related processes» 53

INFORMATION

- 50 years of the Chair of equipment and technology of welding production
of V. M. Karpenko Donbass State Engineering Academy 56

ВЛИЯНИЕ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА НА НАПРЯЖЕНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ СВАРНОГО ШВА

К. А. ЮЩЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Н. О. ЧЕРВЯКОВ, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Расчетным методом исследована кинетика напряженно-деформированного состояния при сварке монокристалла никелевого сплава с учетом анизотропии его теплофизических и механических свойств. Показано, что анизотропия свойств монокристалла способствует росту темпа пластических деформаций в температурном интервале ТИХ-II по сравнению с изотропным сплавом такого типа (имеющим поликристаллическое строение). В температурном интервале ТИХ-II темпы роста продольных пластических деформаций в монокристалле могут примерно в 2,0...2,5 раза превышать таковые в поликристаллическом варианте сплава, что следует учитывать при разработке соответствующих конструкций и технологии их изготовления. Библиогр. 9, табл. 3, рис. 7.

Ключевые слова: математическое моделирование, напряженно-деформированное состояние, монокристаллы, никелевые сплавы, анизотропия свойств

Непрерывный прогресс в технологии сварки различных материалов существенно расширяет области применения новых технологий. В последнее время актуальным становится вопрос сварки элементов конструкций из материалов с монокристаллической структурой. Известно, что монокристаллы характеризуются определенной анизотропией свойств как теплофизических, так и механических [1]. Естественно, что в зависимости от углов между направлением сварки и основными кристаллографическими направлениями в свариваемом монокристалле можно ожидать различную реакцию материала на тепловое воздействие процесса сварки, т.е. получать отличающуюся кинетику температурных полей и, соответственно, напряжений и деформаций. Поскольку известно, что сопротивление различным видам разрушения для монокристаллов также определяется степенью анизотропии свойств, то для разработки эффективных методов предупреждения образования трещин при сварке монокристаллов необходимо иметь достаточно четкие представления по кинетике сварочных напряжений и деформаций с учетом анизотропии теплофизических и механических свойств. Пока известно очень немного в этом направлении, поскольку соответствующие экспериментальные исследования требуют больших затрат материальных средств и времени. Естественным в этой связи является привлечение для этих целей современных расчетных компьютерных методов реализации соответствующих математических моделей [2–4] и др.

В связи с этим, целью данной работы было расчетное исследование кинетики напряженно-де-

формированного состояния при сварке монокристалла никелевого сплава с учетом анизотропии его теплофизических и механических свойств.

К сожалению, использование коммерческих пакетов компьютерных программ типа Ansys либо Sysweld связано с достаточно серьезной доработкой для учета анизотропии свойств, что требует привлечения соответствующих фирменных разработчиков этих пакетов. В ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ для решения задач по термомеханике сварки материалов уже много лет назад разработан пакет компьютерных программ «Weldpredictions», в котором используются те же математические модели, что и в указанных выше коммерческих пакетах. Несмотря на то, что пакет «Weldpredictions» менее оснащен сервисными программами, его разработчики в настоящее время работают в ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, поэтому необходимые дополнения и уточнения математических моделей, расчетных алгоритмов и компьютерных программ для выполнения численных исследований были выполнены ими в достаточно короткие сроки.

Сущность основных дополнений, связанных с учетом анизотропии указанных выше теплофизических и механических свойств применительно к монокристаллу никелевого сплава:

коэффициент теплопроводности λ_n , определяющий компоненты вектора теплового потока

$$f_n = \lambda_n \frac{\partial T}{\partial n}, \quad (n = x, y, z) \quad (1)$$

в произвольной точке x, y, z теплопроводящей среды, согласно [1] является тензором второго ранга, у которого только диагональные элементы отличаются от нуля

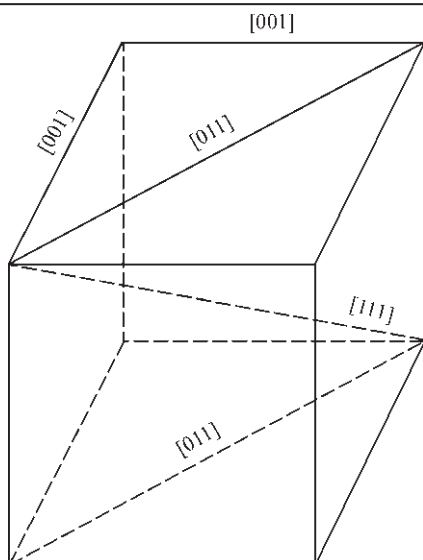


Рис. 1. Основные кристаллографические направления в монокристалле с кубической решеткой

$$\lambda_{\Pi} = \begin{pmatrix} \lambda_{xx} & 0 & 0 \\ 0 & \lambda_{yy} & 0 \\ 0 & 0 & \lambda_{zz} \end{pmatrix} \quad (2)$$

(в соответствии с теорией теплопроводности Фурье).

По [1] у такого тензора сумма

$$\lambda_{xx} + \lambda_{yy} + \lambda_{zz} = 3\lambda_{\text{ср}}, \quad (3)$$

где $\lambda_{\text{ср}}$ — среднее значение коэффициента теплопроводности.

Для монокристалла с характерной кубической решеткой характерными кристаллографическими направлениями (рис. 1) являются: [001] — вдоль граней; [011] — вдоль малых диагоналей и [111] — вдоль больших диагоналей.

Если система координат x, y, z совпадает с направлениями [001], то $\lambda_{xx} = \lambda_{yy} = \lambda_{zz} = \lambda_{\text{ср}} = \lambda_{001}$.

Если ось x с направлением [011] образует угол ω , а ось z совпадает с направлением [001], то $\lambda_{zz} = \lambda_{001}$, а λ_{xx} и λ_{yy} определяются зависимостями

$$\lambda_{xx} = \lambda_{011} \cos^2 \omega + (2\lambda_{001} - \lambda_{011}) \sin^2 \omega, \quad (4)$$

$$\lambda_{yy} = 2\lambda_{001} - \lambda_{xx} = 2\lambda_{001} \cos^2 \omega - \lambda_{011} \cos 2\omega.$$

Если ось x составляет с направлением [111] угол ρ , а плоскость xOy проходит через две малые диагонали и ребра куба, то $\lambda_{zz} = 3\lambda_{\text{ср}} - \lambda_{001} - \lambda_{011} = 2\lambda_{001} - \lambda_{011}$ и соответственно

$$\begin{aligned} \lambda_{xx}(\rho) &= \lambda_{111} \cos^2 \rho + \\ &+ (3\lambda_{001} - 2\lambda_{001} + \lambda_{011} - \lambda_{111}) \sin^2 \rho = \\ &= \lambda_{111} \cos^2 \rho + (\lambda_{001} + \lambda_{011} - \lambda_{111}) \sin^2 \rho. \end{aligned} \quad (5)$$

Возможны и более общие положения оси x (ось движения источника сварочного нагрева) относительно основных кристаллографических плоскостей (направлений). Однако для простоты ограничимся вариантом (4).

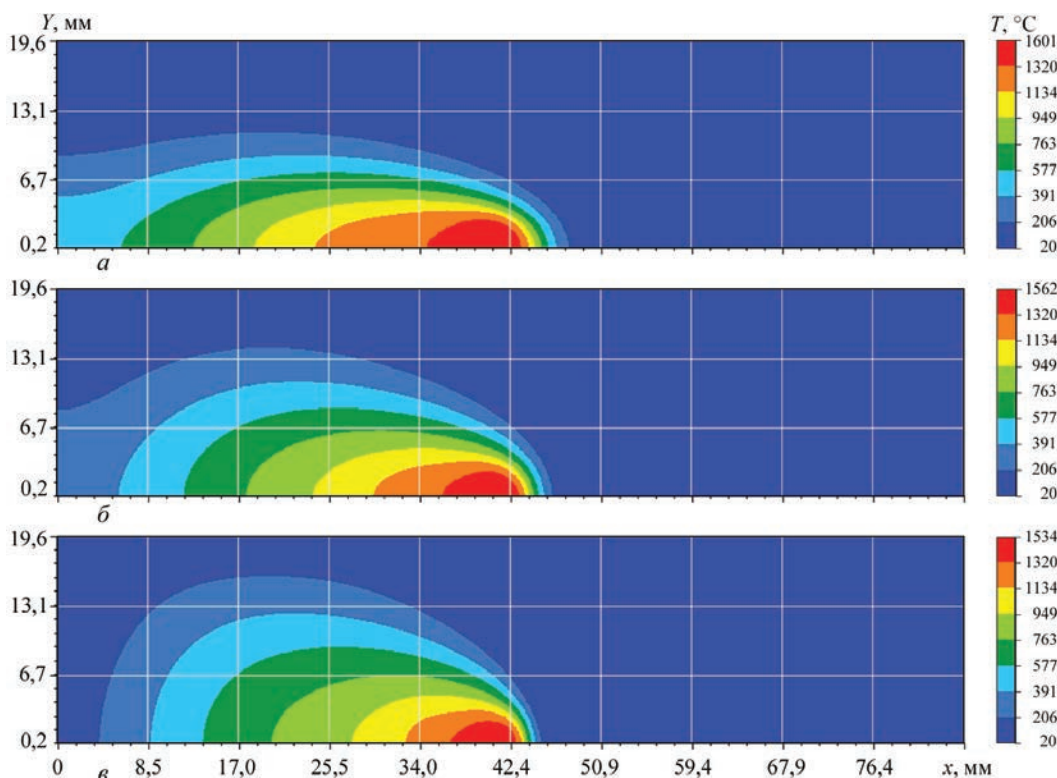


Рис. 2. Температурное поле вблизи сварочной ванны: а — при $\omega = 0$ (ширина ванны 2,85 мм, длина 9,4 мм); б — $\omega = \pi/4$ (ширина ванны 2,55 мм, длина 7,7 мм); в — $\omega = \pi/2$ (ширина ванны 2,35 мм, длина 6,4 мм)

Таблица 1. Средние теплофизические и механические характеристики исследуемого сплава

$T, ^\circ\text{C}$	$c\gamma$, кал/(мм ³ ·°C)	λ , кал/(мм·с·°C)	$E \cdot 10^{-5}$, МПа	σ_T , МПа	$\alpha \cdot 10^4$, 1/°C
50	0,0008063	0,0018	1,838	930,0	0,110
100	0,0007797	0,0019	1,838	930,0	0,114
200	0,0008506	0,0023	1,838	875,0	0,122
300	0,0008417	0,0024	1,838	875,0	0,140
400	0,0008594	0,0027	1,838	825,0	0,143
500	0,0008683	0,0030	1,838	800,0	0,150
600	0,0008771	0,0036	1,838	800,0	0,162
700	0,0008949	0,0036	1,838	800,0	0,185
800	0,0009746	0,0041	1,838	790,0	0,240
900	0,0010366	0,0044	1,838	650,0	0,310
1000	0,0010898	0,0048	1,585	375,0	0,380
1100	0,0012138	0,0055	0,529	125,0	0,410
1200	0,0012138	0,0055	0,271	25,0	0,390

Уже при этом можно показать, что ортотропия величины λ по (4) может привести к заметным эффектам в температурных полях. Указанное демонстрируется ниже на примере сварочного нагрева движущимся источником тепла (дуга в среде аргона, $I = 95$ А, $U = 10,5$ В, $v_{\text{св}} = 8,5$ м/ч) тонкой пластинки из монокристалла никелевого сплава. Средние теплофизические свойства ($c\gamma$, λ , α) и механические (E , σ_T), используемые в расчетах, приведены в табл. 1. Размеры пластины $L_x = 85$ мм, $L_y = 40$ мм, $\delta = 3$ мм.

На рис. 2 приведены температурные поля вблизи движущейся вдоль оси x сварочной ванны в зависимости от угла $\omega = 0 \dots \pi/2$ при условии, что $\lambda_{011} = 1,5\lambda_{\text{ср}}$. Скалярная величина $c\gamma$ принималась постоянной и равной $c\gamma_{\text{ср}}(T)$ по табл. 1.

Из этих данных хорошо видно, что при указанной анизотропии величины λ температурные поля могут заметно отличаться в зависимости от углов между направлением сварки и кристаллографическими направлениями монокристалла.

Для варианта $\omega = \pi/4$, когда $\lambda_{xx} = \lambda_{yy} = \lambda_{zz} = \lambda_{\text{ср}}$ расчетные результаты хорошо согласуются с экспериментальными данными $\lambda(T)$ и $c\gamma(T)$ по табл. 1 при нормально-объемном распределении эффективной мощности источника, когда коэффициент полезного действия $\eta_{\text{и}} = 0,6$, а коэффициенты со-

средоточенности источника $K_y = K_x = 0,25 \text{ мм}^{-2}$, $K_z = 0,8 \text{ мм}^{-2}$.

Важно сравнительно оценить влияние рассматриваемой анизотропии по λ на кинетику деформаций и напряжений в характерных точках, критичных с позиций технологической прочности. С этой точки зрения, применительно к никелевым сплавам, критичными являются точки вблизи линии сплавления по риску образования поперечных горячих трещин в соответствующем температурном интервале хрупкости ТИХ сплава [5]. Оценка свариваемости данного сплава по методике Vareststraint-Test показала, что материал имеет два ТИХ:

ТИХ-I $\approx 1350 \dots 1250$ °C, $\epsilon_{\text{кр}} \approx 0,38$ %;

ТИХ-II $\approx 1050 \dots 800$ °C, $\epsilon_{\text{кр}} \approx 0,10$ %.

Положительные приращения пластических деформаций выше $\epsilon_{\text{кр}}$ при растягивающих нормальных напряжениях в соответствующем направлении будут способствовать образованию трещин.

Выполненные расчеты с помощью пакета «Weldpredictions» для точек, расположенных на границе от зоны сплавления $\Delta y = -0,5$ мм (точка 1), $\Delta y = 0,5$ мм (точка 2) и $\Delta y = 1,5$ мм (точка 3) (рис. 3) при различных $\omega = 0 \dots \pi/2$ показали степень влияния рассматриваемой анизотропии по λ на кинетику изменений соответствующих пластических деформаций ϵ_{xx}^p и напряжений σ_{xx} в точках 1...3 в зависимости от температуры в этих точках.

На рис. 4 и 5 показаны такие результаты для точки 2, а в табл. 2 приведены приращения $\Delta \epsilon_{xx}^p$ и пределы изменения напряжений σ_{xx} в ТИХ-II для всех рассмотренных точек 1–3.

Видно, что анизотропия по λ , соответствующая $\omega = 0$ и $\omega = \pi/2$, по сравнению с $\omega = \pi/4$, когда анизотропия не проявляется, приводит к заметному изменению темпов нарастания пластических деформаций в ТИХ-II.

Возможная анизотропия коэффициента относительного температурного удлинения α по

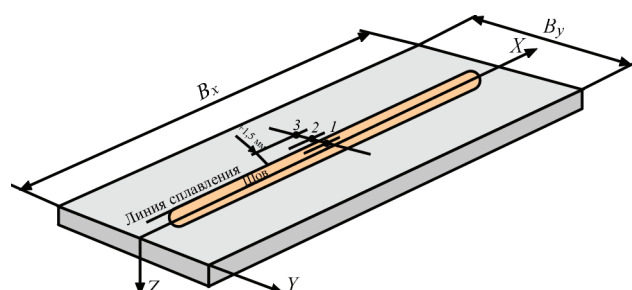


Рис. 3. Расположение исследуемых точек на образце (B_x — длина образца, B_y — ширина образца, 1 — точка в шве на расстоянии $-0,5$ мм от линии сплавления, 2, 3 — точка в ЗТВ на расстоянии соответственно $0,5$ и $1,5$ мм от линии сплавления)

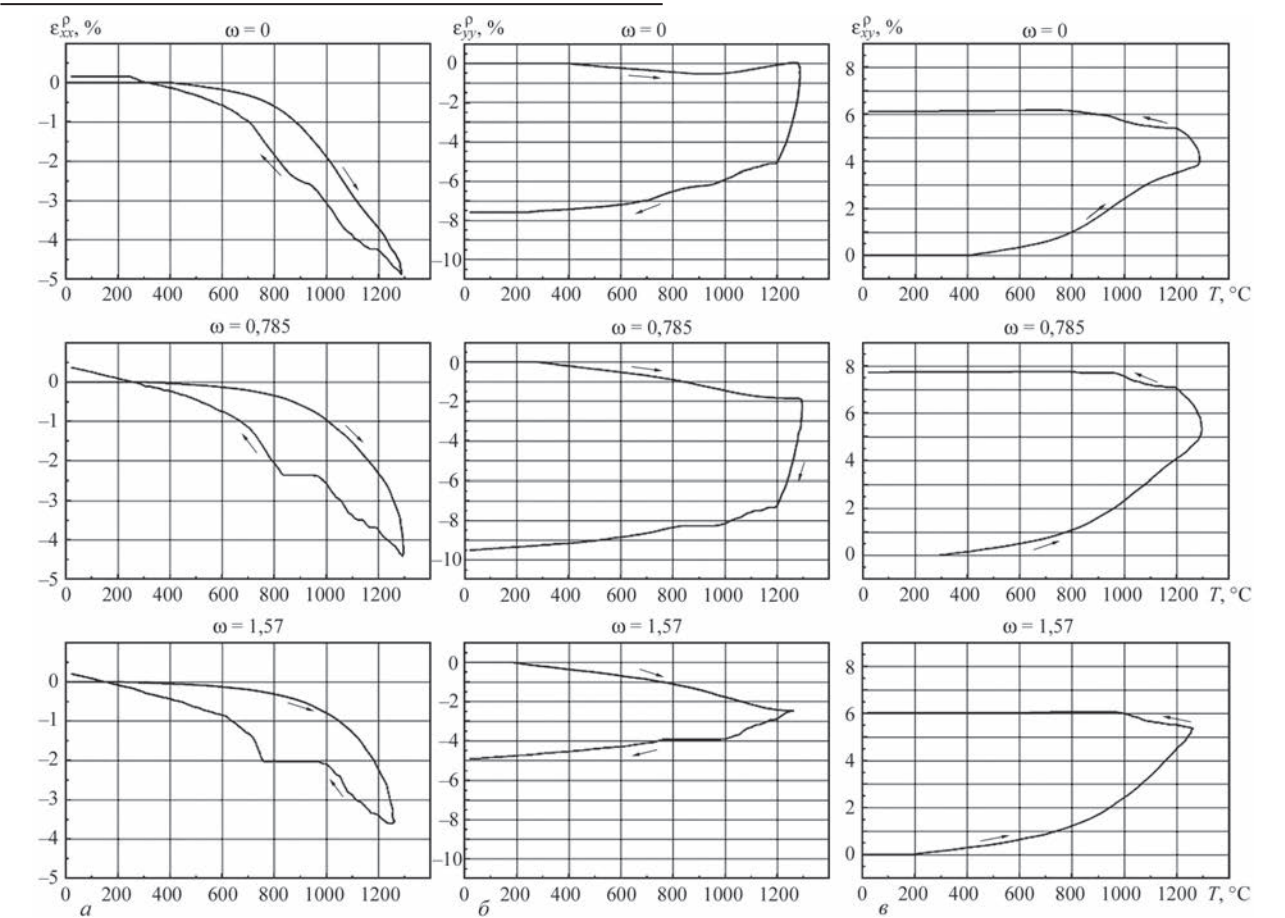


Рис. 4. Кинетика изменения пластических деформаций: а — ϵ_{xx}^p , б — ϵ_{yy}^p , в — ϵ_{xy}^p от температуры в точке 2 ($\Delta y = 0,5$ мм) с учетом анизотропии по λ для различных ω

сравнению с $\alpha_{ср}$ из табл. 1 также может оказывать определенное влияние на темп пластических деформаций в зоне ТИХ.

Поскольку величина α определяет компоненты вектора нормальных температурных деформаций в монокристалле, то по аналогии с коэффициентом теплопроводности для описания его анизотро-

Таблица 2. Сравнение деформаций ϵ_{xx}^p и напряжений σ_{xx} в ТИХ-II (1050...800) °С

Характеристика варианта		Точка 1 ($\Delta y = -0,5$ мм)		Точка 2 ($\Delta y = 0,5$ мм)		Точка 3 ($\Delta y = 1,5$ мм)	
		$\Delta \epsilon_{xx}^p$, %	σ_{xx} , МПа	$\Delta \epsilon_{xx}^p$, %	σ_{xx} , МПа	$\Delta \epsilon_{xx}^p$, %	σ_{xx} , МПа
Основной. Полная изотропия		0,8	100...900	0,9	100...900	1,7	-200...850
Анизотропия по λ	$\omega = 0$	1,7	100...800	1,5	100...900	1,8	-200...800
	$\omega = \pi/4$	0,8	100...900	0,9	100...900	1,7	-200...850
	$\omega = \pi/2$	0,4	100...900	0,6	100...900	1,4	-200...800
Анизотропия по α	$\omega = 0$	1,5	180...900	2,0	150...900	2,5	-200...880
	$\omega = \pi/4$	0,8	180...900	0,9	150...900	1,7	-200...850
	$\omega = \pi/2$	0,3	180...900	0,3	150...900	1,0	-200...800
Анизотропия по E	$\omega = 0$	0,2	100...850	0,4	200...850	1,3	-200...800
	$\omega = \pi/8$	0,5	180...850	0,7	180...850	1,4	-200...800
	$\omega = \pi/4$	0,8	180...900	0,9	200...900	1,7	-200...800
Анизотропия по σ_T	$\omega = 0$	1,0	100...1000	1,4	100...1000	1,5	-200...1000
	$\omega = \pi/8$	0,9	100...1000	1,3	100...1000	1,4	-200...1000
	$\omega = \pi/4$	0,8	100...1000	0,9	100...1000	1,7	-200...1000
Анизотропия по $\lambda, \alpha, E, \sigma_T$	$\omega = 0$	2,0	200...1000	2,5	200...1000	2,5	-200...1000
	$\omega = \pi/8$	1,6	200...1000	3,5	200...1000	4,0	0...1000
	$\omega = \pi/4$	0,8	200...1000	0,9	200...1000	1,7	-250...1000

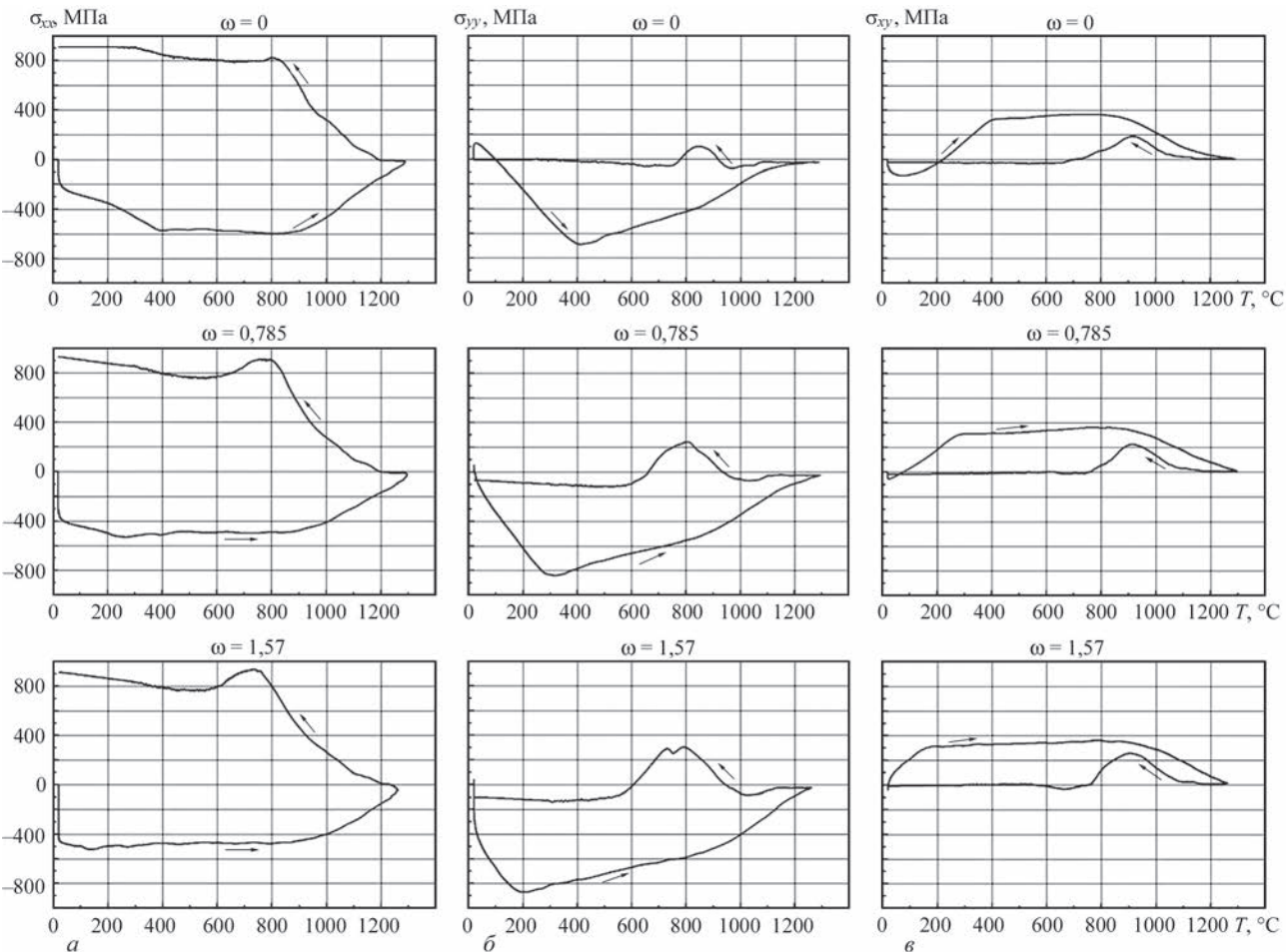


Рис. 5. Кинетика изменения напряжений: а — σ_{xx} , б — σ_{yy} , в — σ_{xy} от температуры в точке 2 ($\Delta y = 0,5$ мм) с учетом анизотропии по λ для различных ω

пических изменений можно использовать зависимость (4).

Приведенные в табл. 2 данные демонстрируют влияние угла ω при $\alpha_{011} = 1,5\alpha_{001}$ и $\alpha_{001} = \alpha_{ср}$ по табл. 1. Видно, что анизотропия по α аналогично анизотропии по λ приводит качественно к аналогичному влиянию на темпы деформаций $\Delta \epsilon_{xx}^p$ в ТИХ-II.

Таким образом, анизотропия по λ и α в монокристалле в зависимости от угла ω создает определенную ортотропию в математическом опи-

сании температурного поля и температурных деформаций с периодичностью по углам ω и ρ в $\pi/2$. Несколько иное влияние может быть связано с анизотропией механических характеристик (модуля упругости E и предела текучести σ_T).

Таблица 3. Значения модуля Юнга и характеристик кратковременной прочности сплава ЖС-32 [6]

T, K	$\langle hkl \rangle$	$E, ГПа$	$\sigma_{0,2}, МПа$	$\sigma_B, МПа$
293	$\langle 001 \rangle$	112	1005	1315
	$\langle 011 \rangle$	174	820	-
	$\langle 111 \rangle$	272	1330	1650
1073	$\langle 001 \rangle$	97	1045	1310
	$\langle 011 \rangle$	161	815	-
	$\langle 111 \rangle$	247	1145	1295
1173	$\langle 001 \rangle$	82	865	1035
	$\langle 011 \rangle$	144	795	-
	$\langle 111 \rangle$	222	990	1025
1273	$\langle 001 \rangle$	76	620	755
	$\langle 011 \rangle$	121	535	-
	$\langle 111 \rangle$	214	650	735

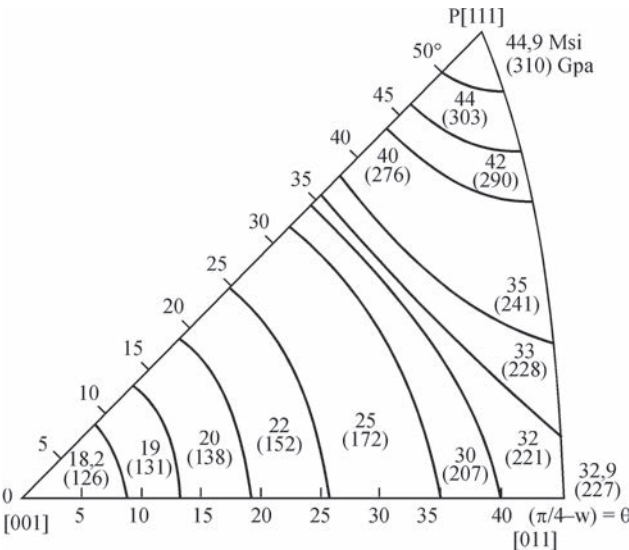


Рис. 6. Зависимость модуля упругости E от углов ω и ρ в монокристалле никелевого сплава PWA 1480 по данным [5] при $T = 20^\circ C$

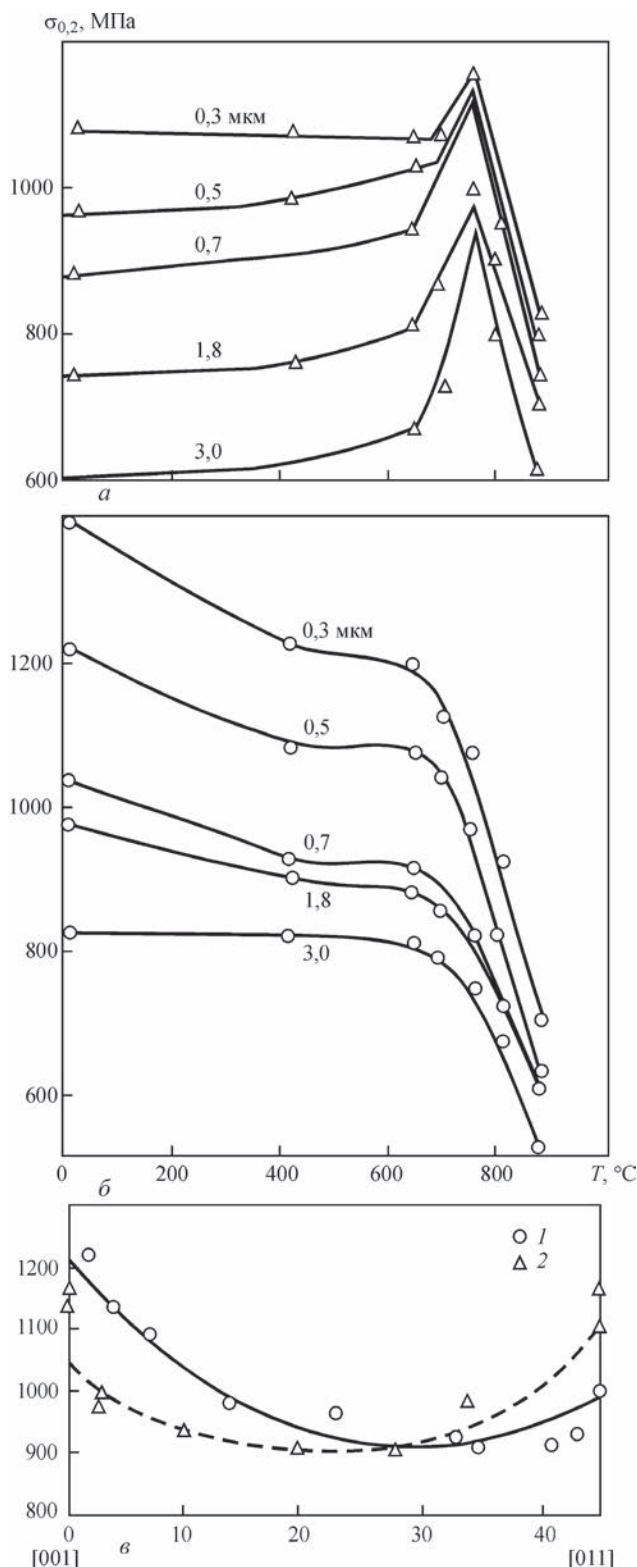


Рис. 7. Предел текучести сплава PWA 1480 в сечениях [001] (а) и [111] (б) при различных размерах γ' -фазы в зависимости от температуры (а, б) и предел текучести при растяжении и сжатии для 593 °C в зависимости от угла $\Theta = (\pi/4) - \omega$ при $\rho = 0$ (в) [5] (1 — растягивающая нагрузка; 2 — сжимающая)

В табл. 3 и на рис. 6 приведены экспериментальные данные относительно величины модуля упругости $E(T)$ монокристаллов никелевых сплавов по различным источникам, из которых видно,

что по этой характеристике имеет место достаточно заметная анизотропия с периодом $\pi/4$ по ω и по ρ .

Результаты использования этих данных в рассматриваемой расчетной модели при $\rho = 0$ и различных ω приведены в табл. 2, из которых следует, что по сравнению с состоянием $\omega = \pi/4$ (изотропное состояние) уменьшение ω приводит к росту E и соответственно к росту темпа пластических деформаций в зоне ТИХ-II.

Экспериментальные данные из работы [6] относительно анизотропии предела текучести $\sigma_{0.2} = \sigma_T(T)$ на рис. 7 для монокристалла сплава PWA1480 показывают, что анизотропия достаточно значительная в различных плоскостях деформирования. Однако ее учет на основе условия текучести Мизеса не представляется возможным, поскольку в этом условии пластическое течение происходит в элементарном объеме без уточнения плоскости течения. Для учета плоскости пластического течения более приемлемым является условие текучести Треска, для которого поверхность текучести можно представить через функционал f [3, 7]:

$$f = \tau_{\max}^2 - \frac{\sigma_T^2(\Theta, \rho)}{3}, \quad (6)$$

где $\Theta = \pi/4 - \omega$.

Максимальные касательные напряжения τ_{\max} определяются в виде [8]

$$\tau_{\max} = \max \left\{ \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 4\sigma_{xy}^2}, \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{4} + \frac{1}{4} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 4\sigma_{xy}^2} \right\} \quad (7)$$

и действуют в плоскости скольжения, положение которой определяется условием:

$$\text{если } \sigma = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} > 0,$$

то плоскость скольжения расположена под углом $\pi/4$ к оси z и под углом ϕ к оси x , где ϕ определяется условием

$$\operatorname{tg} 2\phi = \frac{2\sigma_{xy}}{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}. \quad (8)$$

Если $\sigma < 0$, то плоскость скольжения параллельна оси z и под углом $\phi = \pm\pi/4$ к оси x .

Соответствующие расчеты при исходных данных по рис. 7 и условиям (6)–(8) были выполнены в рамках данной работы.

Приведенные в табл. 2 данные демонстрируют степень указанного влияния анизотропии σ_T на темпы пластических деформаций $\Delta \epsilon_{xx}^p$ в зоне ТИХ-II.

Таким образом, рассмотрено влияние анизотропии каждого из перечисленных параметров λ , α , E и σ_T на кинетику пластических деформаций в зоне ТИХ-II. Рассматривался также вариант учета одновременного влияния анизотропии всех этих параметров (табл. 2).

Видно, что в этом случае не исключается наличие влияния отдельных параметров, что обуславливает заметное повышение темпа пластических деформаций в ТИХ-II.

Заключение

При сварочном нагреве изделий (пластин) из жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС-32, имеющих монокристаллическую структуру, одной из существенных технологических проблем является предупреждение образования горячих трещин в температурном интервале хрупкости.

Имеющийся опыт сварки аналогичных деталей из поликристаллического сплава подобного типа [9] и др. показывает, что основной причиной возникновения указанных дефектов при сварке плавлением таких сплавов является наличие ТИХ-II в зоне относительно невысоких температур и связанные со сварочным нагревом термомеханические циклы, создающие в ТИХ-II достаточно высокие темпы развития пластических деформаций. Известно, что монокристаллы жаропрочных сплавов могут характеризоваться рядом более высоких свойств по сравнению с аналогичными сплавами поликристаллического строения.

Выполненное в данной работе исследование показывает, что анизотропия свойств монокристалла способствует росту темпа пластических

деформаций в температурном интервале ТИХ-II по сравнению с изотропным сплавом такого типа (имеющим поликристаллическое строение).

В температурном интервале ТИХ-II темпы роста продольных пластических деформаций в монокристалле могут примерно в 2,0...2,5 раза превышать таковые в поликристаллическом варианте сплава, что следует, несомненно, учитывать при разработке соответствующих конструкций и технологии их изготовления.

1. Ашкенази Е. К. Анизотропия конструкционных материалов / Е. К. Ашкенази, Э. В. Ганов / Справочник. – Л.: Машиностроение, 1972. – 216 с.
2. Establishment of Computation Welding Mechanics / J. Ueda, H. Murakawa, K. Nakacho [et al.] // Trans. of JWRI. – 1995. – Vol 24, № 2. – P. 73–86.
3. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций / В. И. Махненко. – К.: Наукова думка, 1976. – 320 с.
4. Makhnenko V. I. Numerical Methods of the Predictions of Welding Stresses and Distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok // Welding and Surfacing Reviews. – 1999. – Vol. 13, Pt 1. – 147 p.
5. Goldschmidt D. Einkristalline Gasturbinenschaufeln aus Nickelbasis-Legierungen / D. Goldschmidt // Material-wissenschaft und Werkstofftechnik. – 1994. – Vol. 25. – P. 373–382.
6. Голубовский Е. Р. Статическая и циклическая прочность монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов / Е. Р. Голубовский, И. Л. Светлов // Динаміка, міцність і ресурс машин та конструкцій: тези допов. міжнар. наук.-техн. конф. (1–4 лист. 2005 р.) / Від. ред. В. Т. Трошенко: в 2 т. – К.: Ін-т проблем міцності ім. Г. С. Писаренка НАН України. – Т. 1. – С. 96–97.
7. Работнов Ю. Н. Сопротивление материалов / Ю. Н. Работнов. – М.: Физматгиз, 1963. – 456 с.
8. Биргер И. А. Сопротивление материалов / И. А. Биргер, Р. Р. Мавлютов. – Учебное пособие. – М.: Наука, Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986. – 560 с.
9. Влияние физических характеристик литых никелевых сплавов на развитие термомеханических процессов при сварке плавлением / В. И. Махненко, В. С. Савченко, К. А. Ющенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 1993. – № 11. – С. 6–9.

Поступила в редакцию 23.05.2016

Сварочные технологии восстановления оборудования горно-обогатительных комбинатов

Опыт, накопленный в ИЭС им. Е.О.Патона при выполнении ремонта сваркой, комплексный подход при выборе технических решений позволяет в короткий срок с высоким качеством в условиях ГОК восстанавливать и продлевать ресурс уникального технологического оборудования



Конус дробилки типа ККД 900 (масса 28,6 тонн, сталь 35Л)



Удаление поврежденного металла в месте расположения трещины



Восстановленный участок после сварки

СРАВНЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ МАГНИТНОГО И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЕЙ НА НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6

Л. М. ЛОБАНОВ¹, И. П. КОНДРАТЕНКО², Н. А. ПАЩИН¹, О. Л. МИХОДУЙ¹, А. В. ЧЕРКАШИН¹

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

²Институт электродинамики НАН Украины. 03680, г. Киев, просп. Победы, 56

Остаточные сварочные напряжения негативно влияют на предел выносливости сварного соединения, являясь при этом основной причиной хрупкого разрушения металла — коррозионного растрескивания. Поэтому разработка эффективных методов регулирования сварочных напряжений, отличающихся малыми энергетическими затратами и относительной простотой реализации, традиционно является актуальной для современного производства. В настоящее время получили распространение методы снижения сварочных напряжений, основанные на влиянии импульсов электрического тока и магнитного поля. При этом каждый из методов имеет свои достоинства и недостатки и оценка их эффективности при регулировании остаточных сварочных напряжений представляется актуальной задачей. В работе проведена сравнительная оценка эффективности регулирования остаточных напряжений сварных пластин из сплава АМГ6 при обработках импульсным электромагнитным полем (ОИЭМП) и импульсным током (ЭДО), выполненных с применением плоских индукторов. С использованием метода электронной спекл-интерферометрии установлено, что ОИЭМП и ЭДО понижают начальный уровень сварочных напряжений в зоне импульсных воздействий до 100 %. Библиогр. 16, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: электродинамическая и магнитоимпульсная обработка, алюминиевый сплав, сварное соединение, электронная спекл-интерферометрия, эффективность обработки, остаточные напряжения, электропластический эффект, плотность тока, плоский индуктор

Исследования влияния остаточных сварочных напряжений на прочность сварных соединений, особенно при циклическом нагружении, традиционно представляются актуальными для инженерной практики эксплуатации металлических конструкций. Это связано с тем, что сварочные напряжения негативно влияют на предел выносливости сварного соединения, повышая скорости распространения усталостной трещины [1, 2]. При этом растягивающие сварочные напряжения при их взаимодействии с коррозионно-активной средой являются основной причиной хрупкого разрушения металла — коррозионного растрескивания [3].

Традиционные технологические операции по снижению сварочных напряжений являются достаточно трудоемкими и сводятся к термическому или механическому воздействию на металл сварного соединения. Разработка эффективных методов регулирования сварочных напряжений, отличающихся малыми энергетическими затратами и относительной простотой реализации, является актуальной для современного производства.

В научно-технических публикациях представлены результаты исследований влияния импульсов электрического тока (ИЭТ) и магнитного поля (ИЭМП) на релаксацию технологических напря-

жений [4–6], в том числе остаточных сварочных [7, 8]. Каждое из выше представленных воздействий имеет свои достоинства и недостатки и оценка эффективности регулирования остаточными сварочными напряжениями с их помощью представляется актуальной задачей.

Целью настоящей работы являлась сравнительная оценка влияния параметров обработки импульсным электромагнитным полем (ОИЭМП) и импульсным током (ЭДО) на снижение остаточных напряжений в сварных соединениях из алюминиевого сплава.

Методика проведения исследований. Для проведения исследований использовали образцы сварного соединения и основного металла из отожженного алюминиевого сплава АМГ6. Режим предварительного отжига заготовок (нагрев до 320 °С в течение 1,5 ч и остывание вместе с печью) гарантировал отсутствие в металле технологических напряжений.

Образцы сварного соединения с длиной шва 250 мм выполняли из двух листовых заготовок размерами 360x250x4 мм за один проход автоматической сваркой ТИГ (Ar) на установке АСТВ-2М. Режим сварки при напряжении дуги $U_d = 18$ В, токе $I_d = 200$ А и скорости $v_{св} = 3,1$ мм/с обеспечивал гарантированный провар по всей длине соединения. Схемы

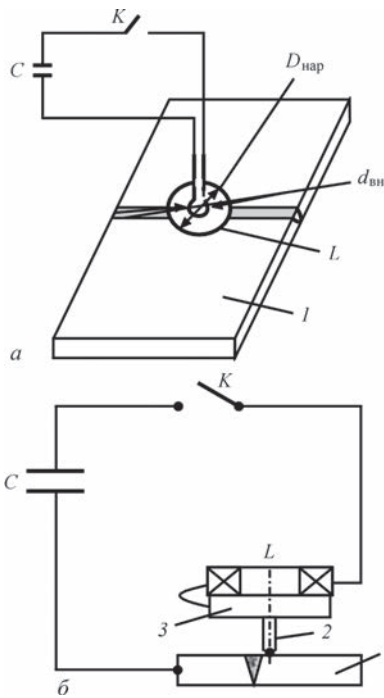


Рис. 1. Схемы разрядного контура: а — ОИЭМП [8]; б — ЭДО (описание см. в тексте)

выполнения ОИЭМП и ЭДО сварного соединения представлены на рис. 1.

ОИЭМП сварного шва выполняли по схеме, представленной на рис. 1, а. Индуктор L , выполненный в виде одновиткового плоского контура, перемещали вдоль продольной оси шва с шагом 15 мм после каждого разрядного цикла [8]. Наружный диаметр индуктора $D_{\text{нар}} = 45$ мм, внутренний $d_{\text{вн}} = 15$ мм. Индуктор жестко фиксировали на поверхности сварной пластины, что исключало его перемещения в течение разрядного цикла. Магнитное поле индуктора возбуждалось импульсом тока, сформированным при разряде емкостного накопителя на электрическую цепь, составленную из индуктивности контура и активного сопротивления проводников. Заряд емкостного накопителя C электрической емкостью 600 мкФ осуществлялся от источника постоянного напряжения с напряжением 3 кВ. Коммутация электрической цепи осуществлялась управляемым ключом K . При протекании электрического тока через плоский индуктор возбуждалось магнитное поле, которое, взаимодействуя с электропроводной пластиной, возбуждало вихревые токи. Взаимодействие магнитного поля и индуцированных им вихревых токов приводило к возникновению электродинамической силы, которая, будучи приложенной к поверхности, создавала так называемое магнитное давление. Максимальная амплитуда тока разряда $I_{\text{р}}^{\text{ОИЭМП}}$ и длительность его воздействия $t_{\text{р}}^{\text{ОИЭМП}}$, регистрируемые с использованием пояса Роговского [8], составляли соответственно 35 кА и 0,5 мс. Представленная выше

схема ОИЭМП обеспечивала импульсное электромагнитное давление $P^{\text{ОИЭМП}}$ на локальный участок сварного шва при одновременном протекании через эту зону электрического тока [9].

Воздействие $P^{\text{ОИЭМП}}$ инициировало в обрабатываемом металле локализованных полей деформаций растяжения, взаимодействие которых с пластическими сварочными деформациями сжатия способствовало снижению уровня остаточных напряжений. Воздействие электрического тока обеспечивало повышение пластических свойств металла и снижение его сопротивления деформированию.

ЭДО выполняли при пропускании импульсного тока через контактную площадку медного электрода 2, входящего в состав электродного устройства, с поверхностью сварного соединения 1 (рис. 1, б). В состав электродного устройства входил плоский многovitковый индуктор L диаметром $D_3 = 100$ мм и электрод 2, жестко связанный с диском 3 из неферромагнитного материала. Взаимодействие магнитного поля индуктора и индуцированных им вихревых токов в диске 3 приводит к возникновению электродинамической силы, которая через электрод 2 передает давление $P^{\text{ЭДО}}$ на контактную площадку одновременно с пропусканием через эту площадку импульсного тока. Коммутация электрической цепи, состоящей из емкости, индуктивности индуктора и активного сопротивления проводников осуществлялась управляемым ключом K . ЭДО проводили при значениях $U_3 = 500$ В и $C_3 = 6600$ мкФ, а $t_{\text{р}}^{\text{ЭДО}}$ и $t_{\text{р}}^{\text{ЭДО}}$ составляли соответственно 3,1 кА и 1,0 мс [10]. Воздействие ЭДО, как и в случае ОИЭМП, определяется суммированием двух воздействий, первым из которых является импульсное давление $P^{\text{ЭДО}}$, задаваемое прохождением ИЭТ через индуктор L , диск 3 и электрод 2, значение которого при $U_3 = 500$ В достигает 20 кН. Вторым является электрический ток определенной плотности, растекающийся от места контакта. Обработку сварного шва выполняли по схеме, подобной реализуемой при ОИЭМП: индуктор перемещали вдоль линии сплавления с шагом 5...7 мм после каждого ИЭТ. Механизм влияния $P^{\text{ЭДО}}$ на сварное соединение в целом подобен реализуемому при ОИЭМП.

Отличием ЭДО от ОИЭМП является то, что в первом случае к обрабатываемому металлу прикладывается нагрузка, сосредоточенная в зоне токоведущего торца электрода 2 (рис. 1, б), а во втором — распределенная по поверхности индуктора L , контактирующей с обрабатываемым металлом (рис. 1, а).

Для оценки влияния ОИЭМП и ЭДО на напряженное состояние сплава АМг6 без учета сварочных напряжений выполняли обработку пластин основного металла с размерами 360×500×4 мм. ОИЭМП

и ЭДО проводили в центре пластин единичными ИЭТ на режимах, используемых для обработки сварных соединений. В процессе обработки образцов выполняли оценку джоулевого разогрева [9], инициируемого прохождением ИЭТ и ИЭМП через обрабатываемый материал. В случае ОИЭМП для оценки изменения температуры, временного распределения плотности тока и напряженного состояния пластины без шва использовали численное моделирование методом конечных элементов.

При ЭДО изменение температуры джоулевого разогрева в зоне электродинамических воздействий регистрировали с использованием термопар [11].

Для ОИЭМП и ЭДО сварных пластин использовали специализированные сборочные приспособления, обеспечивающие позиционирование индуктора и гарантированный контакт электрода с обрабатываемой поверхностью. Напряженное состояние сварных пластин определяли с использованием метода электронной спекл-интерферометрии, основанном на измерении перемещений, возникающих при упругой разгрузке объема металла в исследуемых точках на поверхности образцов, вызванной сверлением несквозных отверстий [12].

Результаты экспериментов и их обсуждение.

Анализ результатов оценки изменения значений температуры поверхности пластин $T_{\text{пов}}$ под индукторами L (рис. 1, а) при ОИЭМП, а также в зоне контактного взаимодействия электрода 2 (рис. 1, б) в зоне ЭДО, показал практическое отсутствие влияния джоулевого разогрева на напряженное состояние образцов при описанных выше методах обработки. Так, пиковые значения $T_{\text{пов}}$ при ОИЭМП не превышали 25 °С [8], а при ЭДО — 30 °С [11], что не оказывает заметного влияния на напряженное состояние сплава АМгб [10].

Проводили оценку изменения во времени плотности ИЭТ — j в сварной пластине за период его действия t при ОИЭМП и ЭДО (рис. 2). Зависимость $j = f(t)$ при ОИЭМП определяли численным методом, реализуемым в конечно-элементной постановке. Распределение $j = f(t)$ при ОИЭМП, представленное на кривой 1 [8], имеет вид затухающей синусоиды, что характерно для разрядного контура с активным сопротивлением (роль которого выполняет сварной образец), в состав которого входят емкость C и индуктивность L . Значения j в течение всего периода разряда емкостного накопителя находятся в диапазоне 1...4 кА/мм². Это свидетельствует о том, что при ОИЭМП имеет место снижение сопротивления материала деформированию в результате электропластического эффекта (ЭПЭ) [9]. ЭПЭ определяется как специфическое действие ИЭТ при $j \geq 1$ кА/мм², инициирующее

изменения пластических свойств материала вследствие взаимодействия электронов проводимости с дефектами кристаллической решетки — дислокациями, что увеличивает их подвижность [13]. Это создает условия для развития неупругих деформаций (микросдвигов) в области дефектов кристаллической структуры, приводящих на макроуровне к релаксации остаточных напряжений первого рода.

Распределение j при ЭДО регистрировали в фазе нарастания воздействия электрода на обрабатываемую поверхность пластины. Однополярный характер зависимости $j = f(t)$ при ЭДО (кривая 2), рассчитанный по методике, показанной в [11], задается конфигурацией разрядного контура и определяется совместным воздействием динамической нагрузки при индентировании электрода в обрабатываемый материал, а также прямым прохождением через него ИЭТ в период разрядного цикла. При этом, если при бесконтактной ОИЭМП, где давление $P_{\text{ОИЭМП}}$ осуществляется только электродинамическими силами и ИЭТ проходит через постоянное сечение пластины, при ЭДО имеет место текущее изменение площади контактного взаимодействия электрода с обрабатываемой поверхностью, прямо зависящее от изменения во времени $P^{\text{ЭДО}}$. Изменение площади электрического контакта электрода с пластиной определяется закономерностями упругопластического контактного взаимодействия системы «сфера-плоскость» при нулевом начальном зазоре [14]. Временные соотношения значений импульсного тока и площади контакта электрода, определяющие изменение j при ЭДО, представлены в работе [11]. На начальном этапе нарастания импульсного тока, соответствующем периоду времени $t = 0...0,1$ мс (кривая 2), площадь электрического контакта пары «электрод-металл» минимальна, что вызывает прирост значений j до 9,0 кА/мм². При увеличении площади контакта до максимального значения за время $t = 0,1...0,6$ мс, величина j монотонно понижается до 0,15 кА/мм².

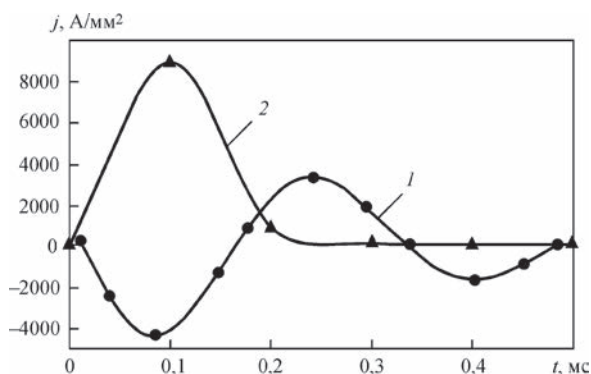


Рис. 2. Распределение плотности тока j в отожженной пластине сплава АМгб $\delta = 4$ мм после ОИЭМП [8] (кривая 1) и ЭДО (2)

Анализируя распределение $j = f(t)$ при ЭДО на кривой 2, можно заключить, что в начальной фазе индентирования электрода при $t = 0 \dots 0,2$ мс также имеет место ЭПЭ, влияние которого минимально в период $t = 0,2 \dots 0,5$ мс. Эффективность ЭДО, как сказано выше, определяется совместным воздействием токовой и динамической составляющих процесса. Так, динамическая нагрузка создает условия для прорыва барьеров дислокационными группировками, а прямое прохождение ИЭТ высокой плотности обеспечивает продвижение дислокаций направленным потоком электронов проводимости, что соответствует концепции электронно-дислокационного взаимодействия [9]. Подробно механизм воздействия на проводящие материалы при ЭДО изложен в работе [15].

При сопоставлении кривых 1 и 2 на рис. 2 можно видеть, что с учетом того факта, что влияние ЭПЭ на структуру и пластичность материала прямо зависит от величины j [9], вклад ЭПЭ в релаксацию напряжений при ЭДО более выражен, чем при ОИЭМП. Это связано с особенностями прохождения ИЭТ по разрядным контурам, используемым при двух видах обработки. Так, абсолютное значение плотности тока при ОИЭМП не превышает 4 кА/мм^2 , а при ЭДО достигает 9 кА/мм^2 . При этом для ОИЭМП характерны биполярные ИЭТ, а для ЭДО — однополярные, что влияет на эффективность электроимпульсных воздействий. Так, в работе [16] показано, что при одинаковом количестве электричества и амплитуде ИЭТ, пропускаемых через нагруженный образец, биполярные импульсы вызывают меньшую релаксацию (скачок) напряжений, чем однополярные. Это, по мнению авторов, вызвано тем, что последовательные ИЭТ различной полярности, инициируя движение дислокаций в противоположных направлениях, противодействуют друг другу, вследствие чего результирующая вектора Бюргерса меньше, чем при однополярных ИЭТ.

Проводили сравнительную оценку распределений тангенциальных напряжений σ_θ после ОИЭМП и ЭДО на поверхности отожженных пластин из сплава АМг6 (рис. 3). Схема приложения воздействий ОИЭМП и ЭДО к пластине, а также расположение на образце сечения, в котором определяли σ_θ , представлена на рис. 3, а. Эпюра σ_θ после ОИЭМП [8] (рис. 3, б, кривая 1) имеет вид синусоиды с двумя зонами растяжения, уравновешенными зоной сжатия, расположенной между ними. Первая зона растяжения с максимальным значением $\sigma_\theta = 7 \text{ МПа}$ располагалась на участке $l = 0 \dots 8 \text{ мм}$ сечения пластины, расположенном под центром внутреннего отверстия индуктора. Вторая зона растягивающих напряжений с максимальным значением $\sigma_\theta = 18 \text{ МПа}$, располагалась на участке пластины $l = 24 \dots 45 \text{ мм}$

от центра индуктора. Зона сжимающих напряжений с максимальным значением $\sigma_\theta = -35 \text{ МПа}$, располагалась на участке $l = 8 \dots 24 \text{ мм}$ от центра отверстия. Максимальные воздействия приходились на участок сечения поверхности пластины, расположенный под образующей внутренней цилиндрической поверхности индуктора L диаметром $d_{\text{вн}}$. Анализируя распределение σ_θ на кривой 1, можно заключить, что ОИЭМП (при заданных параметрах процесса) стимулирует сжимающие напряжения, достигающие не более $0,25 \dots 0,3 \sigma_{0,2}$ в сплаве АМг6.

Распределение напряжений после ЭДО [11] (рис. 3, б, кривая 2), характеризуется областью сжатия с максимальным значением до $\sigma_\theta = -160 \text{ МПа}$, локализованной в зоне контактного взаимодействия электрода 2 (рис. 1, б) с обрабатываемой поверхностью. Зона сжатия уравнивается монотонно убывающим полем растягивающих напряжений с пиковым значением $\sigma_\theta = 60 \text{ МПа}$, расположенном на удалении от продольной оси электрода на 15 мм . Анализируя распределение σ_θ , показанное на кривой 2, можно заключить, что ЭДО стимулирует в сплаве АМг6 сжимающие напряжения, близкие к величине $\sigma_{0,2}$ для сплава АМг6. Распределение продольной (относительно оси шва) компоненты σ_x остаточных сварочных напряжений в центральном поперечном сечении пластин до, а также после ОИЭМП и ЭДО, представлено на рис. 4. Из рисунка видно, что до обработки максимальные значения σ_x близки к условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ сплава АМг6. Сопоставляя внешний вид эпюр σ_x до (кривая 1) [7, 8], а также после ОИЭМП (кривая 2) [8], и ЭДО (кривая 3) [7], можно видеть, что импульсные воздействия влияют на распределение напряжений в обрабатываемом сечении.

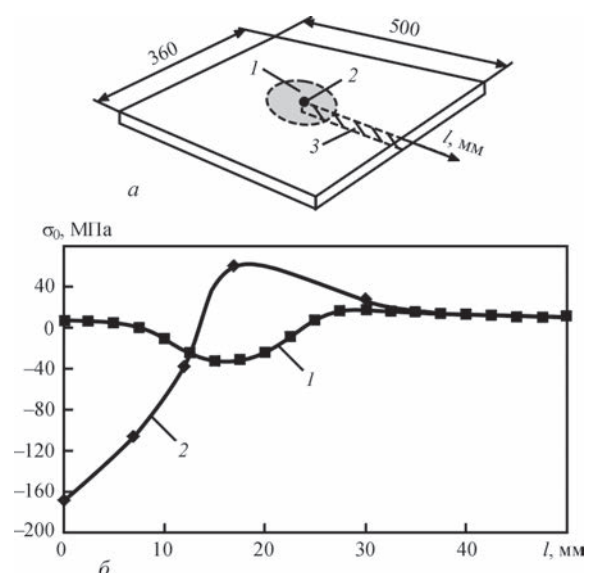


Рис. 3. Тангенциальные напряжения σ_θ в отожженной пластине сплава АМг6 $\delta = 4 \text{ мм}$ после ОИЭМП [8] и ЭДО [11]: а — исследуемая пластина (1 — зона воздействия ОИЭМП; 2 — ЭДО; 3 — сечение, в котором определяли σ_θ); б — распределение σ_θ после ОИЭМП (кривая 1), после ЭДО (2)

Анализируя распределение σ_x , представленное на кривой 2, можно видеть, что область эффективного воздействия при ОИЭМП сопоставима с внутренним диаметром плоского индуктора, величина которого составляет 15 мм. Расположение индуктора задавали таким образом, чтобы наибольшая плотность силовых линий ИЭМП приходилась на металл шва, что определило максимальную эффективность обработки данного участка. Так, значение σ_x в зоне шва снизилось до 50 МПа, что составляет 35 % значений напряжений до ОИЭМП. При удалении от центра шва на 5 мм значения σ_x составляют 65 % начальных, а при удалении на 15 мм ОИЭМП практически не влияет на распределение σ_x . Из сопоставления кривых 1 и 2 на рис. 4 следует, что эффективность ОИЭМП на сварное соединение монотонно снижается к краям внутреннего диаметра индуктора. При этом, если принять площадь эпюры растяжения $S_{\sigma+}$ на кривой 1 (рис. 4) за 100 %, то в результате ОИЭМП (кривая 2) значение $S_{\sigma+}$ понижается на 23 %.

Анализируя распределение σ_x после ЭДО (кривая 3) видно, что влияние последней на снижение напряжений более выражено по сравнению с воздействием ОИЭМП. Эффективность воздействия при ЭДО определяется, очевидно, сосредоточенным характером ввода энергии в обрабатываемый металл (в отличие от распределенного воздействия при ОИЭМП) и соотношением величины $P^{ЭДО}$ и амплитуды импульсного тока. Так, после ЭДО имеет место снижение растягивающих σ_x в зоне воздействия (стрелка на рис. 4) со 120 до 5 МПа. Характер распределения σ_x после ЭДО связан с тем фактом, что в разрядном цикле электродинамическое воздействие инициирует в околошовной зоне волну деформации растяжения [15], взаимодействие которой с остаточными напряжениями шва вызывает локализованную пластическую деформацию, которая определяет характер распределения σ_x после обработки пластины. ЭДО стыкового сварного соединения сплава АМгб вызывает понижение значений остаточных сварочных напряжений в зоне обработки до близких к нулю. При этом значение $S_{\sigma+}$ в результате ЭДО (кривая 3) понижается на 76 %.

Проводили сравнительную оценку энергетических затрат, необходимых для снижения напряжений в результате однократного импульсного воздействия, реализуемого при двух описанных видах обработки. В качестве оценочной характеристики использовали

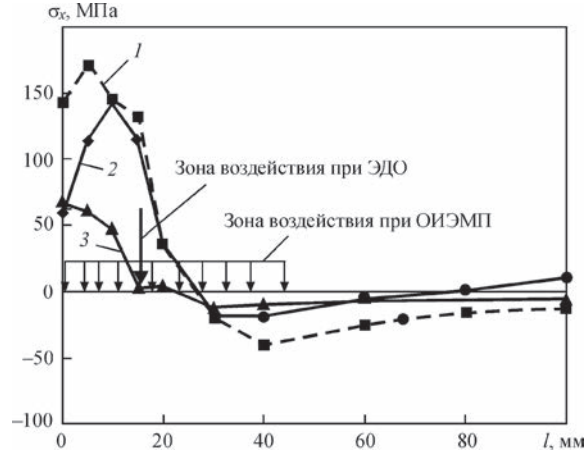


Рис. 4. Распределение остаточных сварочных напряжений σ_x в пластине сплава АМгб $\delta = 4$ мм без обработки (кривая 1), после ОИЭМП [8] (2) и ЭДО (3)

удельную запасенную энергию E_z емкостного накопителя, затрачиваемую на снижение уровня напряженного состояния $\Delta\sigma$ на один МПа — $E_z/\Delta\sigma$. Значения $\Delta\sigma$ для ОИЭМП и ЭДО задавали, исходя из максимальной разности значений σ_x , зарегистрированных до обработки σ_0 и после $\sigma_{об}$ в зоне импульсного воздействия (рис. 4):

$$\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_{об}, \text{ МПа.} \tag{1}$$

Расчет значений E_z выполняли, используя выражение для запасенной энергии конденсатора [4]. Значения электрических и механических параметров для описываемых воздействий, используемых для оценки $E_z/\Delta\sigma$, представлены в таблице.

Анализируя данные таблицы, можно видеть, что значение запасенной энергии ЭДО, затрачиваемой на снижение остаточных сварочных напряжений в сплаве АМгб на один МПа, в четыре раза меньше аналогичного показателя при ОИЭМП. Это является существенным фактором при выборе вида обработки протяженных сварных соединений, где количество воздействий может исчисляться сотнями и тысячами.

Необходимо указать на технологические особенности применения ОИЭМП, что видно при сравнении значений U_z для двух видов обработки. Это связано, прежде всего, с использованием высокого напряжения (свыше 1000 В) при ОИЭМП для электропитания индукторов, что приводит к возрастанию стоимости электротехнического оборудования, возможным нежелательным электрофизическим явлениям (пробой электрической изоляции, искровые процессы и пр.). При использовании ОИЭМП полагается, что индуктор явля-

Значения электрических и механических параметров ОИЭМП и ЭДО

Вид обработки	Емкость заряда C_z , мкФ	Напряжение заряда U_z , В	Ток разряда I_p , кА	Энергия заряда E_z , Дж	Напряжение до обработки σ_0 , МПа	Напряжение после обработки $\sigma_{об}$, МПа	Снижение напряжения $\Delta\sigma$, МПа	Удельная энергия обработки $E_z/\Delta\sigma$, Дж/МПа
ОИЭМП	600	3000	35,0	2700	148	52	96	28,1
ЭДО	6600	500	3,0	825	130	5	125	6,6

ется расходным элементом комплекса оборудования. Учитывая в целом позитивные результаты по перераспределению сварочных напряжений после ОИЭМП, представленные на рис. 4, представляется целесообразным проведение исследований по оптимизации конструкции индуктора и режимов обработки, направленных на интенсификацию воздействия ОИЭМП на сварные соединения конструкционных материалов.

К недостаткам ЭДО следует отнести высокую степень локализации импульсного токового воздействия, что требует большего количества перестановок электрода вдоль линии шва по сравнению с ОИЭМП. Дальнейшие исследования по повышению эффективности ЭДО должны быть направлены как на расширение зоны влияния воздействия токового разряда, так и разработку технологических мероприятий по повышению вклада ЭПЭ в импульсное воздействие, направленное на регулирование напряженного состояния сварных соединений. При этом для двух видов обработки представляется актуальным повышение их энергетических характеристик, направленное на трансформацию растягивающих напряжений в сжимающие.

На основании проделанной работы можно заключить, что оба рассмотренных метода характеризуются значительным потенциалом для регулирования остаточного напряженно-деформированного состояния сварных соединений, что предполагает проведение дальнейших исследований по их совершенствованию.

Выводы

1. Проведена сравнительная оценка эффективности регулирования остаточных напряжений сварных пластин из сплава АМгб при обработках импульсным электромагнитным полем (ОИЭМП) и импульсным током (ЭДО), выполненных с применением плоских индукторов.

2. Установлено, что ОИЭМП и ЭДО позволяют снижать начальный уровень сварочных напряжений в зоне импульсных воздействий соответственно на 65 и 100 %.

3. Установлено, что значение запасенной энергии ЭДО, затрачиваемой на снижение остаточных сварочных напряжений в сплаве АМгб на один МПа, в четыре раза меньше аналогичного показателя при ОИЭМП.

4. Показано, что применение ОИЭМП, в отличие от ЭДО, связано с использованием высокого напряжения (свыше 1000 В) для электропитания индукторов, что приводит к возрастанию стоимости электротехнического оборудования, возможным нежелательным электрофизическим явлениям (пробой электрической изоляции, искровые процессы и пр.).

5. Показано, что ОИЭМП и ЭДО характеризуются значительным потенциалом для регулирования остаточного напряженно-деформированного состояния сварных соединений, что предполагает проведение дальнейших исследований по их совершенствованию.

1. Труфяков В. И. Усталость сварных соединений / В. И. Труфяков. – К.: Наукова думка, 1973. – 216 с.
2. Труфяков В. И. Влияние масштабного фактора на скорость распространения усталостных трещин / В. И. Труфяков, П. П. Михеев, А. З. Кузменко // Проблемы прочности. – 1980. – № 6. – С. 20–22, 30.
3. Петушков В. Г. Обработка взрывом сварных соединений металлоконструкций / В. Г. Петушков, В. М. Кудинов, Ю. И. Фадеев. – М.: Металлургия, 1993. – 160 с.
4. Антонов Ю. А. Импульсный метод снятия остаточных напряжений / Ю. А. Антонов, Ю. И. Рагозин // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 3. – С. 91–95.
5. Research on residual stress reduction by a low frequency alternating magnetic field / F. Tang, A. L. Lu, J. F. Mei [et al.]. // Journal of Materials Processing Technology. – 1998. – 74. – P. 255–258.
6. Степанов Г. В. Моделирование релаксации напряжений при действии импульсного электрического тока высокой плотности / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий // Проблемы прочности. – 2007. – № 2. – С. 113–120.
7. Application of Local Current Pulses for Determination and Control of Residual Stresses / L. Lobanov, N. Paschin, V. Pivtorak [et al.]. // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 996. – P. 386–391.
8. Перераспределение остаточных сварочных напряжений в результате обработки импульсным электромагнитным полем / Г. В. Степанов, А. И. Бабуцкий, И. А. Мамеев [и др.] // Проблемы прочности. – 2011. – № 3. – С. 121–131.
9. Баранов Ю. В. Физические основы электроимпульсной электропластической обработки и новые материалы / Ю. В. Баранов, О. А. Троицкий, Ю. С. Аврамов. – М.: МГИУ, 2001. – 844 с.
10. Эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМгб и его сварных соединений / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, А. В. Черкашин [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1. – С. 3–7.
11. Звіт про науково-дослідну роботу (Заклучний) по проекту Р 7.3.1 «Розробити технологію та обладнання для оперативного неруйнівного визначення залишкових напружень в зварних конструкціях на основі застосування локального імпульсу струму і електронної спекл-інтерферометрії». – УДК 658.562. – № держ. реєстрації 0113U003481. – К.: ІЕЗ ім. Є. О. Патона, грудень 2015 р.
12. 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. 10–13.
13. Кравченко В. Я. Воздействие направленного потока электронов на движущиеся дислокации // Журнал экспериментальной и теоретической физики. – 1966. – Т. 51, Вып. 6(12). – С. 1677–1688.
14. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия / К. Джонсон. – М.: Мир, 1989. – 510 с.
15. Эффективность различных схем электродинамической обработки сплава АМгб и его сварных соединений / Л. М. Лобанов, Н. А. Пашин, О. Л. Миходуй [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 12. – С. 29–35.
16. Троицкий О. А. Зависимость электропластического эффекта в цинке от длительности отдельных импульсов / О. А. Троицкий, П. У. Калымбетов // Физика металлов и металловедение. – 1981. – Т. 51, Вып. 5. – С. 1056–1059.

Поступила в редакцию 30.06.2016

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ АМПЛИТУД ЦИКЛА НАПРЯЖЕНИЙ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ С УСТАНОВИВШИМИСЯ ОСТАТОЧНЫМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ

В. А. ДЕГТЯРЕВ

Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины. 01014, г. Киев-14, ул. Тимирязевская, 2.

E-mail: ips@ipp.kiev.ua

В работе предложена методика определения диаграмм предельных амплитуд цикла сварных соединений с установившимися остаточными напряжениями растяжения по результатам испытаний малогабаритных образцов, которую можно рассматривать в качестве экспресс-метода расчета характеристик сопротивления усталости сварных соединений при отсутствии возможности проведения полномасштабных исследований и представлены соответствующие расчетные зависимости. Анализ литературных данных для разных типов сварных соединений показал удовлетворительное соответствие экспериментальных и расчетных значений пределов выносливости сварных соединений низкоуглеродистой и низколегированной сталей невысокой прочности. Установлено, что все диаграммы предельных амплитуд цикла сварных соединений с установившимися остаточными напряжениями заканчиваются на линии, где каждая точка при разных средних напряжениях цикла соответствует минимальной предельной амплитуде цикла сварного соединения со своим значением предельного установившегося остаточного напряжения, что обеспечивает реализацию предельного цикла напряжений. Показано, если при невысоких значениях установившихся остаточных напряжений относительное снижение пределов выносливости стыковых сварных соединений сталей разной прочности происходит практически на одинаковую величину, то с их повышением снижение предела выносливости стали с более высокими механическими характеристиками более значительно. Библиогр. 23, табл. 1, рис. 3.

Ключевые слова: амплитуда напряжений цикла, среднее напряжение цикла, предел текучести, установившееся остаточное напряжение, предел выносливости, диаграмма предельных амплитуд цикла

Многочисленные исследования свидетельствуют, что среди целого ряда факторов, определяющих несущую способность сварных металлоконструкций разного назначения, существенную роль играют сварочные остаточные напряжения (ОН) [1, 2]. В наибольшей мере влияние ОН растяжения на пределы выносливости проявляется при симметричном цикле нагружения и заметно уменьшается вследствие более значительной релаксации с повышением уровня действующих напряжений или коэффициента асимметрии цикла R_σ [3–5]. Поскольку снижение ОН происходит, главным образом, в течение нескольких десятков циклов нагружений до определенной величины, то основную роль в понижении предела выносливости сварного соединения играет установившееся значение остаточных напряжений $\sigma_{ост}^y$ [6, 7], методика определения которого изложена в работе [8]. Это должно отражаться на характере диаграмм предельных напряжений цикла (ДПНЦ) [8] или предельных амплитуд цикла (ДПАЦ). Если для сварных соединений без ОН предельная амплитуда σ_a зависит от среднего напряжения цикла σ_m , то для всех типов сварных соединений разной прочности с высокими ОН такая зависимость не наблюдается. Поскольку определение диаграмм базируется, как правило, только на напряжениях

от внешней нагрузки без учета ОН, то определение ДПАЦ сварных соединений, содержащих разный уровень $\sigma_{ост}^y$, может быть важным для искусственного регулирования остаточных напряжений при прогнозировании предельного состояния сварных металлоконструкций. Несомненно наиболее достоверные данные можно получить при испытании натурных элементов металлоконструкций, содержащих разный уровень $\sigma_{ост}^y$. Однако ввиду существенных материальных затрат количество экспериментальных исследований влияния уровня $\sigma_{ост}^y$ на сопротивление усталости сварных соединений крайне ограничено. Поэтому разработка метода определения ДПНЦ или ДПАЦ сварных соединений с ОН по результатам испытаний малогабаритных образцов представляется актуальной. Ранее в работе [9] предложен метод определения пределов выносливости сварных соединений с высокими ОН по результатам испытаний малогабаритных образцов с учетом установленного факта пересечения диаграмм предельных напряжений цикла. В работах [8, 10] было предложено определение диаграмм предельных напряжений цикла сварных соединений с разной величиной исходных ОН по результатам испытаний малогабаритных образцов и рассчитан уровень предельного исходного остаточного напряжения, обеспечивающего реализацию предельного цикла

напряжений. Вместе с тем предложенные до настоящего времени методики не позволяют однозначно ответить, где заканчиваются диаграммы предельных амплитуд цикла сварных соединений с разной величиной установившихся остаточных напряжений, почему они параллельны диаграмме предельных амплитуд цикла образцов без ОН. Кроме этого, предложенные методики не нашли экспериментального подтверждения для разных типов сварных соединений, и неясно, могут ли быть применимы для сварных соединений с разными механическими свойствами. В связи с этим в настоящей работе обоснован расчетный способ определения предельных амплитуд цикла сварных соединений с разным уровнем установившихся остаточных напряжений растяжения по результатам испытаний малогабаритных образцов без ОН при сопоставлении с экспериментальными данными и установлена причина, по которой диаграммы предельных амплитуд цикла сварных соединений с разной величиной $\sigma_{\text{ост}}^y$ заканчиваются на линии, имеющей одинаковое значение минимальной предельной амплитуды цикла, не зависящей от среднего напряжения цикла.

Анализ полученных результатов. При проведении испытаний при одном значении R_σ диаграмма предельных амплитуд цикла сварных образцов без остаточных напряжений (рис. 1, линия 1) обычно представляется в виде

$$\sigma_a = \sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma'_m, \quad (1)$$

где σ_{-1} — предел выносливости сварного соединения при симметричном цикле напряжений; σ'_m — текущее значение среднего напряжения цикла; ψ_σ — коэффициент чувствительности к асимметрии цикла напряжений, который определяется при известном значении предела прочности материала σ_b отношением σ_{-1}/σ_b .

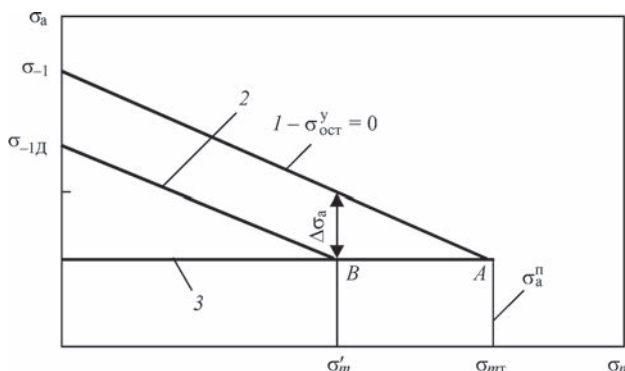


Рис. 1. Схема определения диаграмм предельных амплитуд цикла сварных соединений с установившимися остаточными напряжениями: 1 — диаграмма предельных амплитуд цикла сварных образцов без остаточных напряжений; 2 — расчетная диаграмма предельных амплитуд цикла сварных образцов с установившимся остаточным напряжением; 3 — диаграмма минимальных предельных амплитуд цикла

Согласно этой зависимости предельная амплитуда напряжений σ_a зависит от среднего напряжения σ'_m . Следует отметить, что в настоящей работе влияние теоретического коэффициента концентрации напряжений не учитывалось по причине принятого в работе [11] определения ДПНЦ или ДПАЦ только от действия номинальных напряжений. Анализ экспериментально полученных результатов испытаний разных типов сварных соединений с высокими остаточными напряжениями показывает, что σ_a в этом случае не зависит от σ'_m (линия 3) [4]. С ростом среднего напряжения или коэффициента асимметрии цикла разница между предельными амплитудами сварных образцов с остаточными напряжениями и без них уменьшается и примерно в точке, соответствующей пределу текучести σ_T материала линии 1 и 3 пересекаются [8, 12]. В этом случае предельная амплитуда достигает своего минимального значения $\sigma_a^п$ при среднем напряжении $\sigma_{mт}$ (т. А) и имеет одинаковое значение для сварных соединений без ОН и с таковыми. Величина $\sigma_a^п$, при этом, может быть определена расчетным способом при известном значении предела выносливости сварного соединения без ОН как

$$\sigma_a^п = \sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_{mт}. \quad (2)$$

Учитывая, что $\sigma_a^п = \sigma_T - \sigma_{mт}$, подставив в (2), можно записать, что

$$\sigma_{mт} = \frac{\sigma_T - \sigma_{-1}}{1 - \psi_\sigma}. \quad (3)$$

Таким образом, зависимость для определения $\sigma_a^п$ можно представить в виде

$$\sigma_a^п = \frac{\sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_T}{1 - \psi_\sigma}. \quad (4)$$

Проведенный ранее анализ литературных данных [12] показал, если результаты исследований разных типов сварных соединений низкоуглеродистой и низколегированной сталей с установившимися остаточными напряжениями $\sigma_{\text{ост}}^y$ представить в виде суммы предельной амплитуды цикла σ_{RD} такого соединения и установившегося остаточного напряжения, которое рассматривается в качестве статической составляющей, т. е. ($\sigma_{R\Sigma} = \sigma_{RD} + \sigma_{\text{ост}}^y$), а среднее напряжение соответственно в виде $\sigma_{m\Sigma} = \sigma'_m + \sigma_{\text{ост}}^y$, то, независимо от уровня остаточного напряжения все точки удовлетворительно ложатся на ДПНЦ сварных соединений без остаточных напряжений, описываемую зависимостью Гудмана [11]

$$\sigma_{\text{max}} = \sigma_{-1} + (1 - \psi_\sigma) \sigma'_m. \quad (5)$$

Причем, когда сумма исходных остаточных напряжений и напряжений от внешней нагрузки,

т. е. предела выносливости, не достигает предела текучести материала, то установившиеся ОН соответствуют исходным и в этом случае суммарные напряжения расположены на наклонном участке диаграммы. По достижении $\sigma_{R\Sigma}$ предела текучести материала происходит релаксация исходных ОН до установившегося уровня (предельного уровня) и, несмотря на полученные разные значения $\sigma_{\text{ост}}^y$ в зависимости от напряжения от внешней нагрузки, обеспечивается реализация единого предельного цикла напряжений. В этом случае результаты испытаний образцов с разной величиной установившихся остаточных напряжений можно соответственно описать уравнением в виде

$$\sigma_{R\Sigma} = \sigma_{-1} + (1 - \psi_{\sigma})(\sigma'_m + \sigma_{\text{ост}}^y). \quad (6)$$

При отсутствии ОН уравнение (6) приобретает вид (5). Следует отметить, что приведенное выражение справедливо при условии, что влияние установившегося остаточного напряжения и среднего напряжения от внешней нагрузки на сопротивление усталости сварных соединений идентично. Следовательно, чувствительность сварных соединений с разной величиной установившихся остаточных напряжений к асимметрии нагружения также должна быть одинаковой. Кроме этого, надо иметь в виду, что выражение для определения установившегося остаточного напряжения, носит идеализированный характер и дает приближенный расчет [8]. Это связано с тем, что в процессе циклического деформирования, когда суммарные напряжения, как правило, превышают предел упругости материала, в результате накопления неупругих деформаций происходит поцикловое снижение исходного ОН. Поэтому для более точного его определения необходимы дополнительно экспериментальные сведения или о неупругом деформировании исследуемого материала [13], или диаграммах пределов циклической ползучести при заранее оговоренном допуске на остаточную деформацию, позволяющих снижать ОН на заданную величину [14]. Однако широкое использование указанной зависимости на практике связано с доступностью быстрого определения входящих в него величин.

Факт наличия единой диаграммы позволяет, во-первых, подобрать требуемые режимы нагружения сварной конструкции для достижения в ней заданных $\sigma_{\text{ост}}^y$, во-вторых, определить диаграммы предельных напряжений цикла или предельных амплитуд цикла сварных соединений с заданной величиной $\sigma_{\text{ост}}^y$, базирующихся только на напряжениях от внешней нагрузки, используя результаты испытаний сварных соединений без ОН. Учитывая, что $\sigma_{aД} = \sigma_{R\Sigma} - \sigma_{m\Sigma}$, зависимость для определения ДПАЦ сварных образцов с заданной

величиной установившихся остаточных напряжений (рис. 1, линия 2) можно представить в виде

$$\sigma_{aД} = \sigma_{-1} - \psi_{\sigma}(\sigma'_m + \sigma_{\text{ост}}^y), \text{ или} \quad (7)$$

$$\sigma_{aД} = \sigma_{-1} \left(1 - \frac{\sigma'_m + \sigma_{\text{ост}}^y}{\sigma_B}\right). \quad (8)$$

В этом случае наклонный участок диаграммы после совместного решения уравнений (1) и (7) смещается на величину $\Delta\sigma_a = \psi_{\sigma} \sigma_{\text{ост}}^y$ параллельно относительно ДПАЦ сварных образцов без ОН.

Среднее напряжение от внешней нагрузки, при действии которого в сварном образце остается заданное значение $\sigma_{\text{ост}}^y$, нетрудно определить, решив уравнение (7) относительно σ'_m , учитывая, что $\psi_{\sigma} = (\sigma_{-1} - \sigma_a^{\text{п}}) / \sigma_{mт}$

$$\sigma'_m = \frac{\sigma_{-1} - \sigma_{aД}}{\psi_{\sigma}} - \sigma_{\text{ост}}^y. \quad (9)$$

Особый интерес представляет ответ на вопрос, где заканчиваются ДПАЦ сварных соединений с заданной величиной $\sigma_{\text{ост}}^y$. После преобразования уравнения (2) относительно $\sigma_{mт}$ и совместного решения уравнений (2) и (9) в конечном итоге получим, что среднее напряжение для сварных образцов с установившимся остаточным напряжением, которое в этом случае будет предельным, и при этом $\sigma_{aД} = \sigma_a^{\text{п}}$, смещается по линии 3 на величину $\Delta\sigma_m = \sigma_{mт} - \sigma'_m = \sigma_{\text{ост}}^y$ (т. В). Таким образом, каждая точка на этой прямой при разных средних напряжениях цикла соответствует минимальной предельной амплитуде цикла сварного соединений со своим значением предельного установившегося остаточного напряжения, что обеспечивает в конечном итоге реализацию предельного цикла напряжений.

В качестве примера в таблице для разных типов сварных соединений, выполненных из сталей разной прочности, приведены литературные данные экспериментально полученных на базе $2 \cdot 10^6$ циклов пределов выносливости при симметричном цикле нагружения при разных значениях $\sigma_{\text{ост}}^y$ и их расчетные значения. В таблице также приведены экспериментальные значения пределов выносливости сварных соединений без остаточных напряжений. Сопоставление результатов расчетной оценки влияния установившихся ОН на пределы выносливости сварных соединений по предлагаемой методике и экспериментальных данных показало неплохое соответствие для сварных соединений низкоуглеродистых и низколегированных сталей невысокой прочности. Видно, что разница находится в пределах 3...11 МПа, что соответствует погрешности 6...20 %. Что касается сварного соединения низколегированной стали 10ХСНД, то

Сопоставление экспериментальных и расчетных значений пределов выносливости разных типов сварных соединений, выполненных из материалов разной прочности (МПа)

Сталь, вид соединения	σ_T	$\sigma_{ост}^y$	σ_a^p	σ_m	σ_{-1}^a	σ_{-1}^p	Δ	Литературный источник
Ст. 3, крестовое	300	0 127	21,5 -	278,5 151,5	40 28,5	31,5	-3,0	[15]
M16C, стыковое	237	0 160	72 -	165 0	116 76	72	4,0	[16]
14ХМДФР, стыковое	600	0 450	20 -	580 0	110 70	40	30,0	[17] [4]
Низкоуглеродистая, стыковое	300	0 230	56 -	244 15	108 69	59	10,0	[8]
09Г2С, с наплавками	317	0 150	60 -	257 107	120 95	85	10,0	[18]
Низкоуглеродистая с поперечными угловыми швами	240	0 175	68 -	172 0	80 60	68	-8,0	[19]
Ст.3, приварка поперечных ребер	260	0 220	40 -	220 0	80 40	38	2,0	[20] [4]
10ХСНД, приварка поперечных ребер	442	0 410	30 -	412 0	99 20	30	-10	[21] [4]
09Г2С, стыковое	339	0 270	64 -	276 0	136 75	64	11,0	[22] [4]
09Г2, стыковое	343	0 160	67 -	276 -	155 99	105	-6,0	[9]
Ст. 3сп, нахлесточное с фланговым швом с обваркой по контуру	230	0 195	27 -	203 0	54 35	28	7,0	[1] [4]
<i>Примечание.</i> Верхнее значение для образцов без остаточных напряжений, нижнее для образцов с установившимися остаточными напряжениями.								

ввиду низкого предела выносливости небольшая разница в расчетном и экспериментальном значениях приводит к заметной погрешности. Кроме этого, анализ табличных данных показал, что для сталей высокой прочности (14ХМДФР) предлагаемая методика расчета приводит к существенной погрешности. Это, по всей видимости, связано с тем, что имея удлинённый характер диаграмм предельных амплитуд в сварных соединениях таких сталей при увеличении среднего напряжения вероятно развиваются с накоплением числа циклов такие процессы, которые не только могут повысить прочность металла, но и увеличивать при этом предельное значение амплитуды напряжений. В связи с этим диаграммы предельных напряжений или амплитуд могут иметь гиперболический характер [23]. Это еще раз свидетельствует о том, что часто используемые в литературе предположительные зависимости типа Смита или Хейя, описывающие поведение диаграмм исследуемых материалов, следует считать приближенными, не отражающими всей сложности и многофакторности природы усталости сварных соединений. Тем не менее, анализ результатов позволяет сделать вывод о том, что при определенных затруднениях в проведении усталостных испытаний или отсутствии экспериментальных данных представленную методику можно использовать в качестве экспресс-метода расчетного определения усталостных характеристик сварных соединений ма-

лоуглеродистых и низколегированных сталей с разной величиной $\sigma_{ост}^y$.

Чтобы определить коэффициент асимметрии цикла, при котором остаточные напряжения полностью релаксируют, достаточно записать, что

$$\sigma_{RD} = \frac{2\sigma_a^p}{1 - R_\sigma} = \sigma_T. \quad (10)$$

Подставив в (10) выражение (2), после некоторых преобразований можно установить, что пересечение диаграмм предельных амплитуд цикла сварных соединений без остаточных напряжений и с установившимся уровнем остаточных напряжений (рис. 1, линии 1 и 3) будет происходить при

$$R_\sigma = 1 - \frac{2(\sigma_{-1} - \psi_\sigma \cdot \sigma_{mT})}{\sigma_T}. \quad (11)$$

Коэффициент асимметрии цикла, при котором происходит пересечение диаграмм предельных амплитуд цикла сварных соединений с установившимся значением остаточного напряжения с линией 3, нетрудно определить, зная что $\sigma_{aD} = \sigma_a^p$, а $\sigma_{RD} = \sigma_{aD} + \sigma_m' = \sigma_T - \sigma_{mT} + \sigma_m'$. Подставив в (10) выражение (7), можно записать, что

$$\sigma_T - \sigma_{mT} + \sigma_m' = \frac{2(\sigma_{-1} - \psi_\sigma \sigma_{ост}^y - \psi_\sigma \sigma_m')}{1 - R_\sigma}. \quad (12)$$

После некоторых преобразований получим, что

$$R_{\sigma} = 1 - \frac{2(\sigma_{-1} - \psi_{\sigma} \cdot \sigma_{mT})}{\sigma_T - \sigma_{ост}^y} \quad (13)$$

Таким образом, чем больше значение $\sigma_{ост}^y$, тем при меньшем значении R_{σ} происходит пересечение диаграмм предельных амплитуд цикла сварных соединений с линией 3. Следует отметить, что степень влияния ОН на сопротивление усталости сварных соединений зависит не только от их уровня, но и от параметров внешней нагрузки, а также механических характеристик используемых материалов. Приведенные расчетные соотношения позволяют оценивать не только влияние ОН на пределы выносливости, но и рассчитывать усталостную прочность сварных элементов металлоконструкций при искусственном регулировании в них остаточных напряжений.

В качестве примера расчета по предлагаемой методике на рис. 2 представлен ряд диаграмм предельных амплитуд цикла стыковых сварных соединений низкоуглеродистой стали Ст.3сп ($\sigma_T = 300$ МПа) и низколегированной 09Г2С ($\sigma_T = 340$ МПа) с разным уровнем установившихся остаточных напряжений. Видно, что диаграммы параллельны не только между собой, но и ДПАЦ сварных соединений без ОН. При этом их смещение друг относительно друга происходит на величину, равную $\Delta\sigma_a = \psi_{\sigma} \sigma_{ост}^y$. Заканчиваются все диаграммы в точках, расположенных на прямой б, параллельной среднему напряжению цикла. Это означает, что независимо от уровня установившихся остаточных напряжений, все диаграммы предельных амплитуд цикла имеют одинаковое значение минимальной предельной амплитуды σ_a^{π} , равной 56 МПа для низкоуглеродистой и 64 МПа для низколегированной сталей при разном значении среднего напряжения цикла, и это не противоречит литературным данным [10]. В связи с этим можно отметить, что в действительности указанная прямая б является не диаграммой предельных амплитуд цикла сварных соединений с высокими ОН, как принято ее называть в настоящее время в литературе [4], а скорее всего диаграммой минимальных предельных амплитуд цикла (ДМПАЦ), где каждая точка на указанной прямой не что иное, как совокупность пределов выносливости сварного соединения со своим значением предельного установившегося остаточного напряжения, обеспечивающего реализацию предельного цикла напряжений. Что касается диаграмм предельных напряжений цикла, то такую прямую лучше назвать диаграммой минимальных предельных напряжений цикла со своим значением предельного $\sigma_{ост}^y$.

Чувствительность стыковых сварных соединений сталей разной прочности к величине $\sigma_{ост}^y$

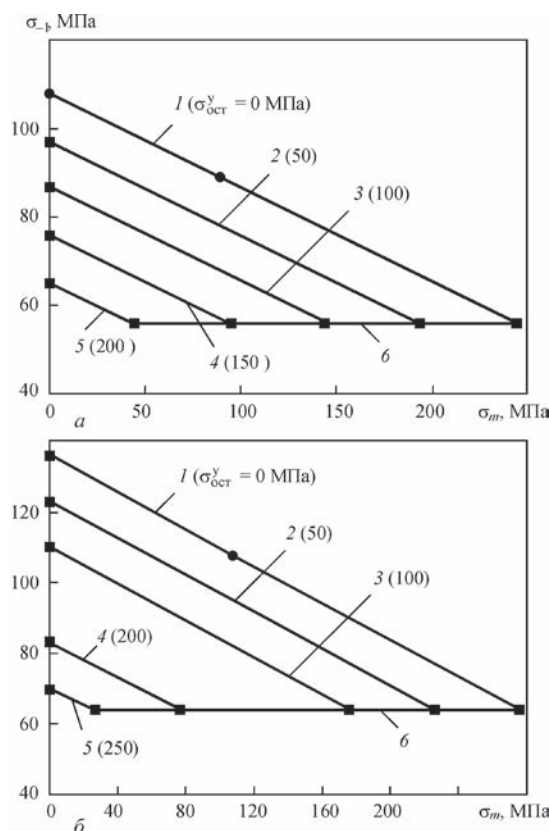


Рис. 2. Диаграммы предельных амплитуд цикла стыковых сварных соединений низкоуглеродистой стали Ст. 3сп (а) и низколегированной стали 09Г2С (б): 1 — без остаточных напряжений; 2–5 — с заданным уровнем остаточных напряжений; 6 — диаграмма минимальных предельных амплитуд цикла (●, ■ — экспериментальные и расчетные значения пределов выносливости соответственно)

иллюстрирует рис. 3. Учитывая экспериментальные и расчетные данные, на рисунке в относительных координатах представлены зависимости изменения их пределов выносливости при симметричном цикле нагружения от величины установившихся остаточных напряжений. Из анализа рисунка следует, что при небольших значениях $\sigma_{ост}^y$

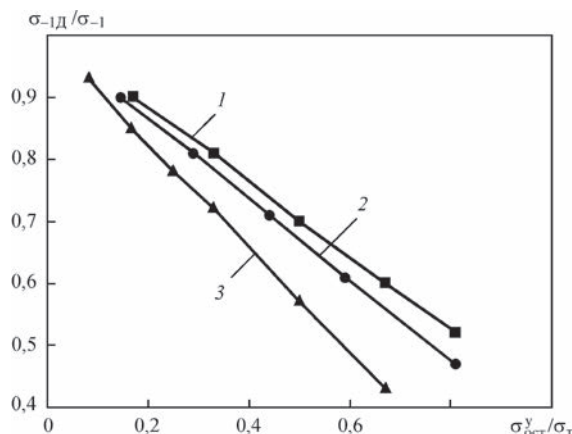


Рис. 3. Влияние установившихся остаточных напряжений на пределы выносливости стыковых сварных соединений: 1 — низкоуглеродистая сталь Ст. 3сп ($\sigma_T = 300$ МПа); 2 — низколегированная сталь 09Г2С ($\sigma_T = 340$ МПа); 3 — низколегированная высокопрочная сталь 14ХМДФР ($\sigma_T = 600$ МПа)

относительное снижение пределов выносливости сварных соединений σ_{-1D} происходит практически на одинаковую величину. Однако с повышением $\sigma_{ост}^y$ снижение предела выносливости сварных соединений стали с более высокими механическими характеристиками более значительно, вследствие чего кривые расходятся. Например, при значении $\sigma_{ост}^y$, равном $0,5\sigma_{тс}$, снижение предела выносливости сварного соединения малоуглеродистой и высокопрочной стали происходит на 30 и 43 % соответственно. Если снижение предела выносливости сварного соединения стали 14ХМДФР в два раза достигается при величине $\sigma_{ост}^y$, равной $0,6\sigma_{тс}$, то для сварного соединения стали Ст. 3сп почти при $0,85\sigma_{тс}$. Можно отметить, что практическая ценность рисунка заключается в представленной возможности определиться в выборе стали при наличии в элементах металлоконструкций известной величины установившихся остаточных напряжений без проведения дополнительных трудоемких исследований крупногабаритных образцов.

Таким образом, представленную методику можно рассматривать в качестве экспресс-метода расчета характеристик сопротивления усталости сварных соединений, содержащих разный уровень установившихся остаточных напряжений, при отсутствии возможности проведения полномасштабных экспериментальных исследований.

Выводы

1. Предложен и экспериментально подтвержден метод определения диаграмм предельных амплитуд цикла сварных соединений низкоуглеродистой и низколегированной сталей невысокой прочности с установившимися остаточными напряжениями.
2. Установлена закономерность изменения пределов выносливости стыковых сварных соединений сталей разной прочности в зависимости от их механических характеристик и установившегося остаточного напряжения.

1. Дучинский Б. Н. Выносливость элементов сварных мостовых конструкций при переменных и знакопеременных напряжениях / Б. Н. Дучинский // Исследование прочности сварных мостовых конструкций, вып. 20. – М.: Трансжелдориздат, 1956. – С. 86–163.
2. Окерблом Н. О. Сварочные напряжения в металлоконструкциях / Н. О. Окерблом. – М.–Л.: Машгиз, 1950. – 144 с.
3. Hobbacher A. Recommendations on fatigue of welded components / A. Hobbacher // IIW document X-1539-94-XV-845-94. – 112 p.
4. Труфяков В. И. Усталость сварных соединений / В. И. Труфяков. – К.: Наукова думка, 1973. – 216 с.
5. Байкова И. П. Влияние внешней растягивающей нагрузки на сварочные деформации и напряжения / И. П. Байкова // Сварочное производство. – 1969. – № 6. – С. 3–5.

6. Ряхин В. А. Долговечность и устойчивость сварных конструкций строительных и дорожных машин / В. А. Ряхин, Г. Н. Мошкарёв. – М.: Машиностроение, 1984. – 230 с.
7. Дausон Р. Вибрационное снятие напряжения и исследование его эффективности / Р. Дausон // Теоретические основы. – 1980. – 102, № 2. – С. 1–9.
8. Труфяков В. И. О влиянии остаточных напряжений на сопротивление усталости сварных соединений / В. И. Труфяков, Ю. Ф. Кудрявцев, П. П. Михеев // Автоматическая сварка. – 1988. – № 2. – С. 1–4.
9. Шульгинов Б. С. О предельных напряжениях цикла сварных соединений с высокими остаточными напряжениями / Б. С. Шульгинов, В. А. Дегтярев, В. В. Матвеев // Проблемы прочности. – 1984. – № 3. – С. – 58–61.
10. Труфяков В. И. Изменение сопротивления усталости сварных соединений под воздействием остаточных напряжений / В. И. Труфяков, П. П. Михеев, Ю. Ф. Кудрявцев: труды III Всесоюзного симпозиума [Остаточные технологические напряжения], (Кутаиси, октябрь, 1988). – М.: Институт проблем механики АН СССР, 1988. – С. 358–364.
11. Серенсен С. В. Несущая способность и расчеты деталей машин на прочность / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович. – М.: Машиностроение, 1975. – 488 с.
12. Дегтярев В. А. Оценка предельных напряжений цикла сварных конструкций с высокими остаточными напряжениями по результатам испытаний малогабаритных образцов без остаточных напряжений / В. А. Дегтярев, Б. С. Шульгинов // Проблемы прочности. – 2008. – № 2. – С. 66–81.
13. Усталость металлов. Влияние состояния поверхности и контактного взаимодействия / В. Т. Трошенко, Г. В. Цыбанев, Б. А. Грязнов [и др.]. – К.: Институт проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины. – 2009. – 664 с. – (Прочность материалов и конструкций; т. 2).
14. Дегтярев В. А. Применение комплексной диаграммы предельных напряжений цикла для целей виброобработки / В. А. Дегтярев, В. И. Власенко // Тяжелое машиностроение. – 1992. – № 8. – С. 27–30.
15. Навроцкий Д. И. Прочность сварных соединений / Д. И. Навроцкий. – М.: Машгиз, 1961. – 177 с.
16. Труфяков В. И. О роли остаточных напряжений в понижении выносливости сварных соединений / В. И. Труфяков // Автоматическая сварка. – 1956. – № 5. – С. 90–103.
17. Мюнзе В. Х. Усталостная прочность сварных стальных конструкций / В. Х. Мюнзе. – М.: Машиностроение, 1968. – 311 с.
18. Труфяков В. И. Изменение остаточных напряжений в зонах концентрации напряжений при циклическом нагружении сварных соединений / В. И. Труфяков, О. И. Гуша, В. П. Трошенко // Проблемы прочности. – 1976. – № 12. – С. 14–17.
19. Методические указания. Надежность в технике. Вероятностный метод расчета на усталость сварных конструкций: РД 50-694-90. – [действительный от 01.07.91]. – М.: Издательство стандартов, 1991. – 84 с.
20. Кудрявцев И. В. Усталость сварных конструкций / И. В. Кудрявцев, Н. Е. Наумченков. – М.: Машгиз, 1976. – 271 с.
21. Попова М. М. Сопротивление усталости сварных соединений стали 14Х2ГМР / М. М. Попова // Металлические конструкции кранов и исследование конвейеров. Тр. ЛПИ. – 1978. – № 362. – С. 70–74.
22. Ерегин Л. П. Статическая и усталостная прочность сварных стыковых соединений стали 09Г2С, выполненных по грунту и прокатной окалине / Л. П. Ерегин, Н. Е. Наумченков // Сварочное производство. – 1971. – № 11. – С. 36–39.
23. Одинг И. Л. Допускаемые напряжения в машиностроении и циклическая прочность металлов / И. Л. Одинг. – М.: Машгиз, 1962. – 260 с.

Поступила в редакцию 10.05.2016

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ ИЗДЕЛИЯ НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА X10P4Г2С

Г. В. ПОХМУРСКАЯ¹, М. М. СТУДЕНТ², А. А. ВОЙТОВИЧ³, А. З. СТУДЕНТ², А. Р. ДЗЮБИК³

¹Технический университет, г. Хемнитц. 09107. E-mail: pokhmurska@mb.tu-chemnitz.de

²Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, 79601, г. Львов, ул. Научная, 5.
E-mail: student-m-m@ipm.lviv.ua

³Национальный университет «Львовская политехника». 79013, г. Львов, ул. Степана Бандеры, 12.
E-mail: andrsibox@gmail.com

В работе представлены результаты исследований влияния высокочастотных (100 Гц) механических колебаний на микроструктуру и износостойкость металла, наплавленного проволокой ПП X10P4Г2С под флюсом ОСЦ 45М. Установлено, что при использовании горизонтальной вибрации в структуре преобладает твердый раствор наплавленного металла, равномерно насыщенный мелкодисперсными железохромистыми боридами (FeCr)B. Гомогенность структуры способствует повышению износостойкости в 2,0...2,5 раза. Библиогр. 9, табл. 1, рис. 5.

Ключевые слова: наплавка, порошковая проволока, вибрация, микроструктура, долговечность, характер износа

Из проведенных ранее исследований установлено, что форма и размеры карбидных включений влияют на работоспособность наплавленного металла [1]. Наплавки порошковыми проволоками (ПП) системы Fe–Cr–B–C заэвтектического состава характеризуются выделением в микроструктуре карбоборидных дендритных осей первого и второго порядков [2–4]. Остроконечная форма твердых включений, однако, является источником концентрации напряжений, от которых происходит зарождение микротрещин, что, в свою очередь, приводит к снижению несущей способности наплавленного металла. Также ранее [5, 6] установлено, что при наличии вибрации в процессе наплавки существенно повышаются как механические характеристики металла шва, так и его износостойкость [7, 8]. Цель данного исследования — оптимизировать амплитуду механических колебаний подложки в процессе наплавки для обеспечения высоких значений твердости и износостойкости наплавленного металла.

Наплавленные слои формировали на подложке из низкоуглеродистой стали СтЗсп под слоем флюса ОСЦ 45М (состав в мас. %: 44 SiO₂, 44 MnO, < 2,5 MgO, 6...9 CaF₂, < 6,5 CaO, < 2 Fe₂O₃, < 0,15 S, < 0,15 P) с использованием порошковой проволоки ПП X10P4Г2С. Диаметр ПП составлял 2,6 мм, коэффициент заполнения 25 %.

Наплавляли образцы размером 300×150×10 мм. Их горизонтальную или вертикальную вибрацию осуществляли с частотой 100 Гц при амплитуде 70 и 300 мкм. Горизонтальную вибрацию осуществляли поперек наплавленного валика. Перед на-

плавкой сварочные материалы просушивали при температуре 250 °С в течение 2,5 ч. Наплавляли валики с использованием подвесной головки АБС с источником питания постоянного тока (генератор ПСО 500). Параметры наплавки: ток 420 А, напряжение дуги 30...32 В, скорость подачи ПП 73 м/ч, скорость перемещения дуги 21 м/ч, перекрытие валиков 30 %.

Фазовый анализ выполняли на рентгеновском дифрактометре D8 Discover с использованием Co-излучения. Микроструктуру исследовали на электронном микроскопе EVO 40 XVP. Для количественной оценки размеров структурных составляющих в наплавленных слоях использовали программное обеспечение Axio Visio, сравнили площадь включения с единичной площадью шлифа в продольной плоскости.

Модуль упругости измеряли динамическим индентированием, нагрузкой 50 г. Также выполнен скретч-тест (глубина внедрения, тангенциальная сила) — нагрузка 40 г, время выдержки под нагрузкой 40 с, длина царапины 956 мкм. Направление сканирования — поперек валика.

Износостойкость наплавленных слоев при абразивном износе незакрепленным абразивом оценивали согласно ГОСТ 23.208–79. В частности, просушенный кварцевый песок с размером частиц 200...1000 мкм непрерывно подавали в зону контакта резинового диска с образцом. Скорость трения составляла 0,3 м/с, а усилие его прижатия к образцу 2,4 кН. Для определения износа наплавленного слоя закрепленным абразивом использовали абразивный круг СМ-2 на керами-

ческой связке. Линейная скорость трения составляла 0,8 м/с, нагрузка в зоне линейного контакта 1,5 кН. Длина испытательного пути 720 м. Ударный износ оценивали при силе удара 12 кДж шариком диаметром 25 мм из стали ШХ 15, который падал на исследуемую поверхность с частотой 40 с⁻¹. Продолжительность эксперимента 3600 с. Потерю массы образцов определяли с точностью до $2 \cdot 10^{-4}$ г на электронных весах.

Результаты и их обсуждение. В составе наплавленных слоев, полученных без применения вибрации, выявили такие фазы как феррохром (FeCr), ферробор (Fe₂B) и железохромистый борид (FeCr)B [9] (рис. 1).

Металлографические исследования показали, что вибрация влияет на размеры и форму твердых включений. На гребнях валиков, сформированных без вибрации, размер площади единичных включений фазы (FeCr)B составляет 10...150 мкм² (рис. 2, а). Наплавка образцов с использованием вертикальной вибрации при амплитуде 300 мкм уменьшила размеры (рис. 2, б) боридов (FeCr)B, разброс их площади составил 10...30 мкм². Использование в процессе наплавки горизон-

тальной вибрации показало, что заэвтектические структурные составляющие измельчаются еще существеннее. В частности при максимальной амплитуде 300 мкм четко зафиксировали существенное измельчение железохромистых боридов (FeCr)B, размер площади их единичных включений составил 2...5 мкм² (рис. 2, в). Кроме того, при горизонтальной вибрации образца, в микроструктуре наплавленного слоя обнаружили формирование матричной фазы FeCr в виде неравноосных зерен (рис. 1, з, д). При амплитуде колебаний 70 мкм их ширина и длина на гребнях валиков составляла 10...40 мкм (рис. 1, з), а при амплитуде 300 мкм, эти размеры уменьшились до 5...30 мкм (рис. 1, д). Наличие незначительного количества матричных зерен FeCr без включений позволяет релаксировать напряжения, возникающие при последующей эксплуатации наплавленного металла (рис. 2).

Для оценки механических характеристик металла, наплавленного при дополнительной вибрации, провели его динамическое индентирование. Установлено, что наибольшее сопротивление проникновению индентора хорошо согласуется с мелкозернистой микроструктурой на гребне валика и

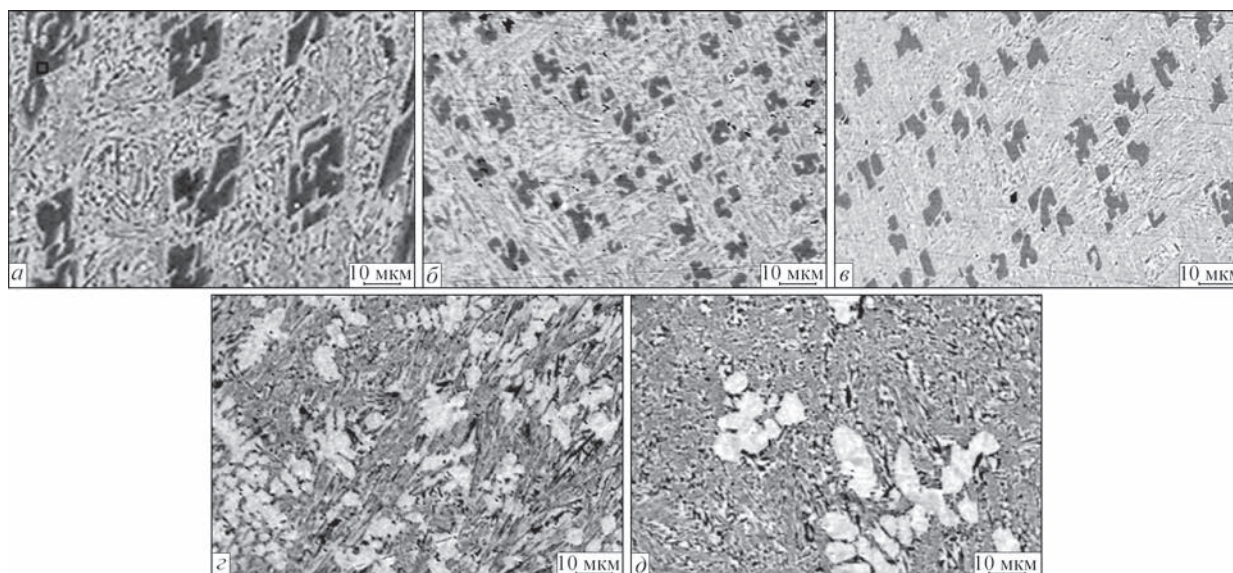


Рис. 1. Микроструктура на гребне валика наплавленного металла проволокой ПП Х10Р4Г2С: а — без вибрации; б, в — при вертикальной, з, д — при горизонтальной вибрации; при значении амплитуды 70 мкм (б, з), 300 мкм (в, д)

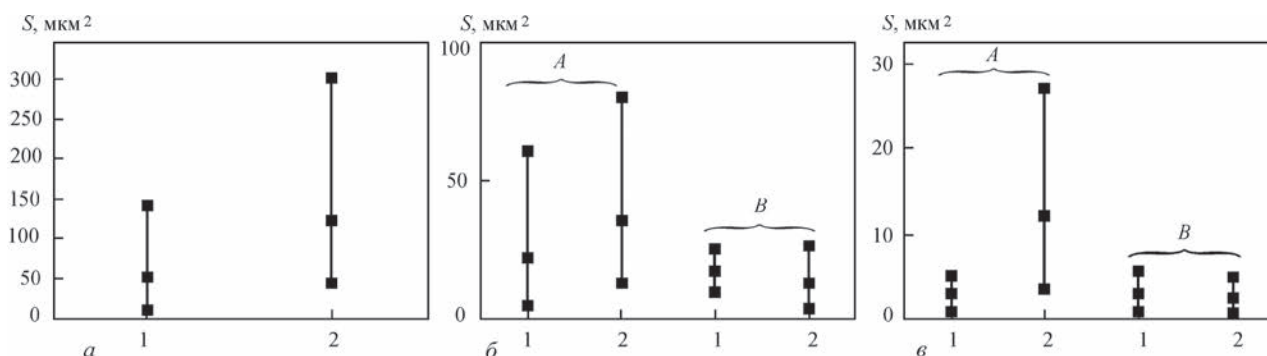


Рис. 2. Изменение площади S включений (1,6Fe + 0,4Cr)B; а — без вибраций; б, в — при вертикальной и горизонтальной вибрации: 1 — на гребне валиков; 2 — в зоне их перекрытия; А, В — при амплитуде 70 и 300 мкм, соответственно

Износ образцов с наплавленными слоями, г

Показатель	Без вибрации	Горизонтальная вибрация		Вертикальная вибрация	
	Амплитуда, мкм				
	0	70	300	70	300
Износ при закреплённом абразиве	0,035	0,030	0,015	0,10	0,150
Износ при незакреплённом абразиве	0,020	0,015	0,01	0,045	0,035
Износ при ударе	0,009	0,0005	0,0007	0,005	0,004

высокой плотностью твердых частиц (FeCr)В. Кроме того, при горизонтальной вибрации амплитудой 300 мкм модуль упругости составил 331 ГПа, что значительно выше, чем значение, полученное на образцах, наплавленных с использованием вертикальной вибрации (297 ГПа), и без ее использования (295 ГПа). Этот результат может свидетельствовать о влиянии механических колебаний на уровень пористости наплавленного металла. Ведь, если принять во внимание значения модуля упругости, то при максимальной амплитуде горизонтальной вибрации плотность металла оказалась наивысшей. Это подтверждается также силой противодействия материала (тангенциальное усилие) при прохождении индентора (скретч-метод) вдоль гребня валика. Сохраняется тенденция увеличения сопротивления разрушению наплавленного металла с повышением амплитуды горизонтальной вибрации, а при вертикальной вибрации – она наоборот уменьшается. Большой разброс значений тангенциальной силы свидетельствует о низком сопротивлении разрушению наплавленного металла в условиях резания при наличии в микроструктуре мелких частиц 10...30 мкм² железохромистых боридов в наплавленных слоях при максимальной амплитуде вертикальной вибрации. В наплавленных слоях, полученных без использования вибрации, разброс значений тан-

генциальных усилий несколько меньше, чем в наплавленном металле при вертикальной вибрации. Это свидетельствует о том, что в условиях резки больший размер площади (10...150 мкм²) твердых включений оказывает положительный эффект. При горизонтальной вибрации амплитудой 300 мкм разброс значений тангенциальной силы наименьший вследствие высокой степени гомогенизации твердого раствора и небольших размеров твердых включений. При продвижении к зоне перекрытия наплавленных слоев величина силы сопротивления разрушению материала увеличивается (таблица).

Кроме того, была проведена оценка воздействия вибрации в процессе наплавки на износостойкость металла по потере массы образцов вследствие износа наплавленной поверхности закреплённым и незакреплённым абразивом, а также в условиях ударных нагрузок. При испытании закреплённым абразивом установлено, что для образцов, наплавленных без применения вибрации, потеря составила 0,035 г, а при горизонтальной вибрации амплитудой 70 и 300 мкм — 0,03 и 0,015 г соответственно. Однако при вертикальной вибрации образцов с увеличением амплитуды колебаний потери массы возросли (см. таблицу). Характер повреждений наплавленных слоев после трения также хорошо согласуется с полу-

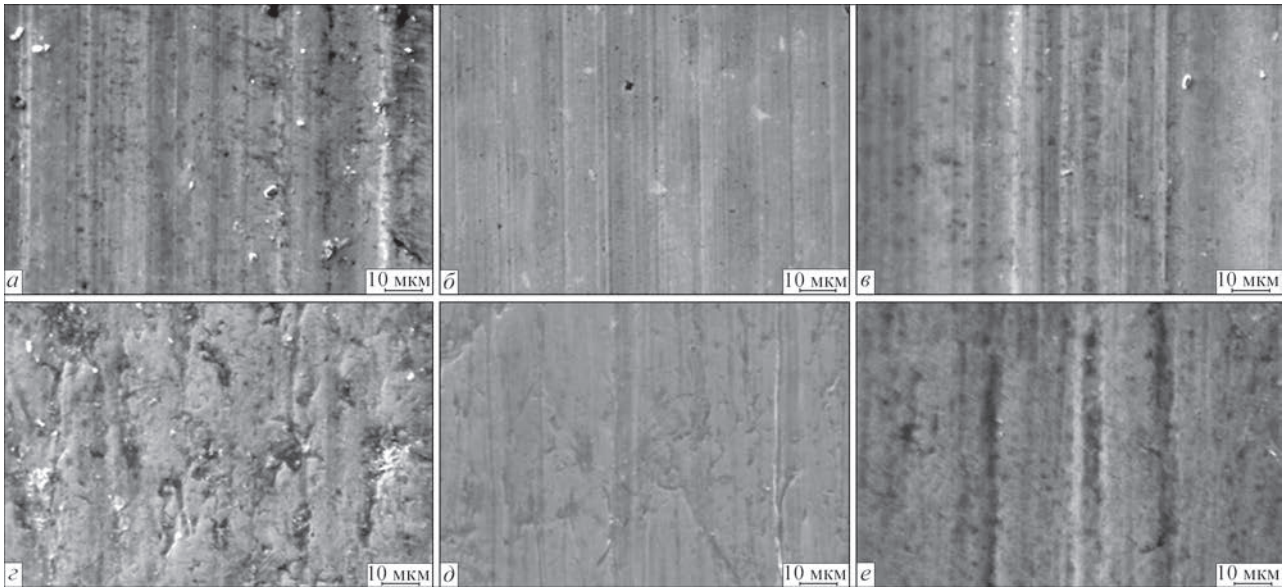


Рис. 3. Морфологические особенности поверхностей трения при износе во время испытаний с закреплённым (а–с) и незакреплённым (д–е) абразивом наплавленного металла проволокой ПП Х10Р4Г2С без применения вибрации (а, д) и с горизонтальной (б, е) и вертикальной (в, е) вибрацией образцов при амплитуде 300 мкм

ченными результатами весового износа. Так, при износе закрепленным абразивом на поверхности трения, полученной без применения вибрации, обнаружены довольно глубокие параллельные канавки и следы от выкрошившихся боридов (FeCr)B (рис. 3, а). Вследствие трения они легко растрескивались на части и устранились из пятна контакта, оставляя после себя глубокие канавки. Таким образом, это обусловило низкое сопротивление износу наплавленного металла.

При горизонтальной вибрации амплитудой 300 мкм на поверхности зоны контакта металла с абразивным кругом практически отсутствуют хрупкие сколы от выкрашивания заэвтектических боридов (рис. 3, б). Однако на поверхности наплавленного слоя наблюдались неглубокие, неравномерно распределенные следы трения. Это хорошо согласуется с неравномерностью изменения микротвердости наплавленного металла и наличием в структуре зерен мягкой ферритной матрицы. Последняя способствует релаксации напряжений в зоне контакта и, таким образом, предотвращает выкрашивание твердых боридов, которые и вызывают глубокие повреждения поверхности трения.

В случае наплавки с использованием вертикальной вибрации на поверхности трения обнаружены глубокие и широкие параллельные следы износа, а также следы выкрашивания заэвтектических боридов (рис. 3, в). Вероятно, с этим связано постоянное наращивание износа через углубление канавок частицами боридов, которые в этом случае выполняли роль микрорезцов. Благодаря системной ориентированности боридов в направлении трения, по мере углубления круга из эвтектической матрицы постепенно высвобождаются новые бориды. В этом случае они оказывают отрицательное воздействие на износ из-за режущего эффекта. При испытании незакрепленным абразивом слоев, наплавленных без применения вибрации, основным механизмом износа становится выкрашивание твердых боридов (рис. 3, г). Причем незакрепленный абразив в значительной степени способствует этому выкрашиванию. Однако выкрошенные бориды практически не оставляют на поверхности характерных параллельных следов трения. Вероятно, жесткость резинового круга недостаточна для создания необходимого усилия прижатия абразива к наплавленной поверхности. Как результат, отколотые части боридов вместе с кварцевым песком устраняются из зоны трения и перестают влиять на процесс износа. Использование горизонтальной вибрации при наплавке способствует выделению в структуре металла включений железохромистых боридов (FeCr)B. Они плотно закреплены в ферритной матрице FeCr и это затрудняет их удаление. Поэтому износ снижается, а на поверхности наблюдаются неглубокие выбоины

от включений феррохромистых боридов и лишь кое-где образованные ими канавки.

Исследование влияния вертикальной вибрации на износ незакрепленным абразивом показало, что ее негативное воздействие сохраняется. Поверхность износа наплавленных слоев при амплитуде колебаний 300 мкм характеризуется многочисленными следами выкрашивания твердых боридов. Вследствие локального режущего эффекта, они оставляют относительно глубокие бороздки на поверхности трения (рис. 3, е). Вместе с тем, если сравнить рельефы поверхностей износа наплавленных слоев без применения вибрации и после вертикальной вибрации, то становится очевидным, что определяющим признаком износа является не глубина канавок от трения в зоне контакта круга с металлом, а площадь следов и сопротивление откалыванию заэвтектических боридов от эвтектической матрицы. При этом, чем больше по размерам бориды и меньшее сопротивление их откалыванию от матрицы, тем интенсивнее износ наплавленного металла при испытании незакрепленным абразивом (рис. 4).

Также в работе проанализирован характер повреждений на поверхностях гребней валиков в процессе ударных испытаний. В металле, наплавленном без вибрации, зафиксированы существенные повреждения на поверхности гребней (рис. 4, а–в), которые начинались в результате пластической деформации. Из-за нарушения когезивной связи между твердыми боридами и пластичной матрицей происходило выкрашивание сначала крупных, а затем и мелких боридов от поверхности, а затем отдельных частей матрицы FeCr (рис. 4, а).

Напряжения, возникающие в окрестности вершин концентраторов, образованных (FeCr)B-включениями, были вполне достаточными для зарождения трещин. Возможно, что такие же трещины могут распространяться также и в глубину наплавленного слоя, поскольку твердость наплавленного материала составила HRC 55...57. По мере увеличения продолжительности испытаний плотность расположения следов от ударов шарика на поверхности наплавленного шара увеличивалась. При этом перегородки между ближайшими ямками разрушались, освобождая из матрицы большие бориды (FeCr)B (рис. 4, б). На этом этапе в разрушении начинали участвовать мелкие бориды Fe₂B, нарушение когезивной связи которых с матрицей создавало в наплавленном слое мелкие поры, которые способствовали постепенному дальнейшему износу металла (рис. 4, в). При этом глубокие, четко очерченные язвы на изношенных поверхностях гребней валиков, свидетельствуют об избирательности процесса изнашивания и об его привязке к большим по размерам боридам.

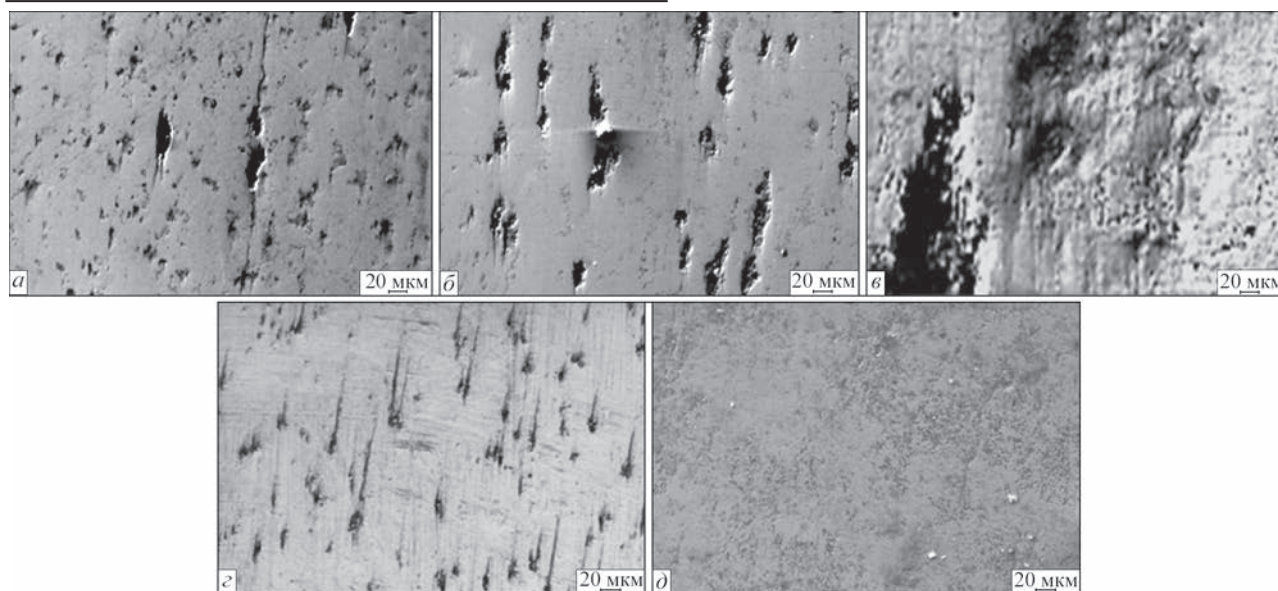


Рис. 4. Морфологические особенности поверхностей в условиях приложения ударных нагрузок: *а–в* — без вибрации; *г, д* — при вертикальной вибрации; *г, д* — при амплитуде колебания 70 и 300 мкм, соответственно

Данные о потере массы образцов после ударного износа свидетельствуют о том, что использование вибрации в процессе наплавки повышает сопротивление износу наплавленных слоев (таблица). Проанализировали особенности ее влияния на повреждения на поверхности наплавленного металла. Поскольку при использовании вертикальной вибрации с невысокой амплитудой 70 мкм разброс площади железохромистых боридов существенно уменьшился (10...60 мкм²) (см. рис. 2, б), то износ поверхности на гребне валиков происходил по такому же механизму, как и без применения вибрации. При этом возросла локальность износа, так как выкрашивались бориды меньших размеров, сцепление которых с матрицей существенно сильнее. Следует отметить ориентированность лент из язв, вызванных выкрашиванием боридов, поперек наплавленных валиков, что связано с направлением отвода тепла во время застывания ванны расплава. Так как растрескивание это действенный способ релаксации напряжений в наплавленном слое, то перемычки между этими язвами легко разрушались (рис. 4, г). Однако основной вклад в износ внесли не трещины, а выкрошившиеся бориды. При использовании в процессе наплавки вибрации площадь боридов на единичной площади шлифа существенно меньше (см. рис. 2, б). Поэтому величина потерь от износа также должна уменьшиться. Это согласуется с результатами определения величины износа весовым методом (таблица).

С увеличением амплитуды вертикальной вибрации до 300 мкм на гребне валиков обнаружены признаки общего, сравнительно неглубокого износа (рис. 4, д). Это следствие диспергирования упрочняющей фазы Fe₂B. Лишь иногда наблюда-

ли элементы локального износа с растрескиванием, но эти фрагменты не имели определяющего значения. Как особенность отметили потерю ориентированности дефектов, которую наблюдали при использовании других условий наплавки. Это затрудняет рост трещин при разрушении перемычек между язвами и свидетельствует о сильной когезии износостойких фаз с матрицей.

При использовании горизонтальной вибрации изменилось фазовое состояние и морфология структуры наплавленного слоя. Появились округлые зерна FeCr и дисперсные твердые частицы железохромистых боридов (FeCr)B. Такая структурно-фазовая композиция качественно меняет характер воздействия ударных нагрузок. Определя-

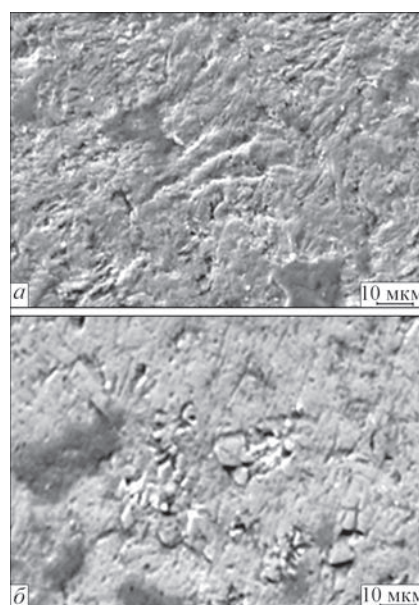


Рис. 5. Морфология поверхности износа на гребне валиков в слоях, наплавленных проволокой ПП Х10Р4Г2С, при горизонтальной вибрации амплитудой: *а* — 70; *б* — 300 мкм

ющим фактором, ответственным за износ металла на гребнях валиков, становится способность наплавленного слоя пластически деформироваться, релаксировать напряжения, возникающие при испытании на ударный износ. Следы пластического деформирования матрицы наплавленного металла являются характерным признаком рельефа его поверхности после испытаний (рис. 5, а, б). На примере рельефа валика видно, как на более поздних этапах износа в результате пластического деформирования поверхности наплавленного металла происходит отслаивание его тонких слоев (рис. 5, а). Поскольку под ними наблюдали следы от мелких включений, то можно сделать вывод, что причиной этого является потеря когезивной связи мелких включений с матрицей с последующим отслоением наклепанного поверхностного слоя от основания (рис. 5).

Износ наплавленного металла, полученного при амплитуде горизонтальной вибрации 300 мкм, происходит по такому же механизму, как и при меньшей амплитуде вибрации. Но при этом уменьшается количество и растет локальность участков, откалыванию которых способствует пластическая деформация (рис. 5, б). Это свойственно металлу на гребне валиков и связано с невысокой плотностью пластической фазы FeCr и высокой дисперсностью твердой фазы (1,6Fe + 0,4Cr) В (сечение составляет 1...5 мкм²). Следует отметить также самую низкую из всех рассматриваемых вариантов формирования наплавки склонность поверхностных слоев к растрескиванию.

Следовательно, поверхностный слой металла, полученный с использованием горизонтальной вибрации, характеризуется высокой способностью к релаксации напряжений путем пластического деформирования и низкой склонностью к растрескиванию. Этим объясняется его высокое сопротивление износу при ударных испытаниях, которое достигается в результате структурно-фазовых превращений, изменения морфологии, а также размеров упрочняющих фаз в структуре наплавленного металла.

Выводы

Исследована микроструктура слоев, наплавленных порошковой проволокой ПП Х10Р4Г2С, выполненных автоматическим способом под слоем флюса ОСЦ 45М, с использованием вертикальной и горизонтальной вибрации при частоте 100 Гц и амплитуде колебаний 70, 300 мкм. Использование вибрации в процессе наплавки обеспечило измельчение и округление упрочняющей фазы (Fe Cr)В.

Установлено, что наплавленные в условиях горизонтальной вибрации слои при амплитуде 300 мкм в зоне гребней валков, характеризуются высокой способностью к релаксации напряжений путем пластического деформирования поверхностных слоев и низкой склонностью к растрескиванию, что объясняет их высокое сопротивление износу при ударных испытаниях.

1. Influence of La₂O₃ addition on microstructure and wear resistance of Fe–Cr–C cladding formed by arc surface welding / Y. Zhou, Y. Yang, X. Qi [et al.] // Journal of rare earths. – 2012. – Vol. 30, № 10. – P. 1069.
2. Yuksel N. Wear behavior–hardness–microstructure relation of Fe–Cr–C and Fe–Cr–C–B based hardfacing alloys / N. Yuksel, S. Sahin // Materials and Design. – 2014. – 58. – P. 491–498.
3. Erosive wear of hardfaced Fe–Cr–C alloys at elevated temperature / C. Katsicha, E. Badisch, R. Manish [et al.] // Wear. – 2009. – 267. – P. 1856–1864.
4. Вплив вібрації під час наплавлення захисного шару на його мікроструктуру та ударно-абразивне зношування / Г. В. Похмурська, М. М. Студент, О. С. Ланець [та ін.] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2015. – Вип. № 3.
5. Effect of vibratory welding process to improve the mechanical properties of butt welded joints / P. Govindarao, P. Srinivasarao, A. Gopalakrishna [et al.] // International Journal of Modern Engineering Research (IJMER). – 2012. – Vol. 2, Is.4, July-Aug. – P. 2766–2770.
6. Husein A. R. Improvement of mechanical welding by using induced harmonic vibration / A. R. Husein, N. A. Abdul, R. A. Talib // Journal of Applied Sciences. – 2011. – № 11(2). – P. 348–353.
7. Improving microstructure and wear resistance of plasma clad Fe-based alloy coating by a mechanical vibration technique during cladding / S. Wang, H. Li, X. Chenb [et al.] // Materials Science and Engineering. – 2010. – № A 528. – P. 397–401.
8. Влияние вибрации детали в процессе наплавки на структуру и свойства металла / Ч. В. Пулька, О. Н. Шаблій, В. С. Сенчишин [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 1. – P. 27–29.
9. Особливості формування та руйнування наплавлених шарів з порошкових дрітотів системи Fe–Cr–B–C за ударних навантажень / А. А. Войтович, Г. В. Похмурська, М. М. Студент [та ін.]. // Проблеми трибології. – 2015. – № 4. – С. 114–123.

Поступила в редакцию 11.03.2016

IX конференция

«Сварка и термическая обработка живых тканей. Теория. Практика. Перспективы»

25–26 ноября 2016 г.

г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

E-mail: office@paton.kiev.ua; тел.: (044) 205-20-06, 205-17-10

СОПОСТАВЛЕНИЕ МЕТОДИК ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА УДАРНУЮ ВЯЗКОСТЬ МЕТАЛЛА ЗТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

**В. Д. ПОЗНЯКОВ, Л. И. МАРКАШОВА, С. Л. ЖДАНОВ, Е. Н. БЕРДНИКОВА,
А. В. ЗАВДОВЕЕВ, А. А. МАКСИМЕНКО**

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

Одним из важных показателей механических свойств, которые наряду с другими факторами определяют качество и работоспособность сварных соединений, является ударная вязкость. Ударная вязкость характеризует способность материала поглощать механическую энергию в процессе деформации и разрушения под воздействием ударной нагрузки. В данной статье проведена сравнительная оценка влияния сварки на ударную вязкость металла ЗТВ образцов, изготовленных из валиковых проб, и модельных, обработанных по термическому циклу сварки, из стали 10Г2ФБ. Определено, что влияние термических циклов сварки на показатели ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений стали 10Г2ФБ неоднозначно. Резкое снижение значений KCU и KCV наблюдается при скоростях охлаждения $w_{6/5} < 6$ °C/с. С повышением скорости охлаждения ударная вязкость металла ЗТВ увеличивается и в некоторых случаях достигает значений KCU и KCV основного металла. При этом установлена хорошая корреляция значений ударной вязкости между образцами, обработанными по термическому циклу сварки, и образцами, изготовленными из сварных соединений. Отмечено незначительное отличие их характера разрушения. Библиогр. 7, табл. 2, рис. 6.

Ключевые слова: низколегированная сталь, ударная вязкость, термический цикл сварки, валиковая проба, зона термического влияния, структура, поверхность излома

Одним из важных показателей механических свойств, которые наряду с другими факторами определяют качество и работоспособность сварных соединений, является ударная вязкость. Ударная вязкость характеризует способность материала поглощать механическую энергию в процессе деформации и разрушения под воздействием ударной нагрузки [1].

Поскольку различные участки сварных соединений (металл шва, зона термического влияния) могут отличаться по химическому составу, структуре, а соответственно и свойствам, то ударная вязкость определяется отдельно для каждого из указанных участков. Отбор проб, изготовление и испытание образцов на ударный изгиб осуществляется по ГОСТ 6996–66. В зависимости от цели испытаний надрез располагают по металлу шва, по зоне сплавления и в различных участках околошовной зоны на определенном расстоянии от линии сплавления. Надрез может быть V-образным или U-образным. В соответствии с этим ударная вязкость имеет индекс KCV или KCU . Чаще всего такой подход к испытанию сварных соединений на ударный изгиб используется при аттестации технологических процессов сварки и сварщиков, а также на завершающем этапе проверки разработанных технологий сварки.

При проведении научно-исследовательских и экспериментальных работ по изучению влияния сварки на основной металл, включая оценку этого влияния на ударную вязкость металла зоны термического влияния (ЗТВ), используются несколько другие методы.

Один из них — «Метод валиковой пробы для определения допустимых режимов дуговой сварки и наплавки» (ГОСТ 13585–68) применяется для оценки изменения механических свойств основного металла, вызываемых термическим циклом сварки как непосредственно в ЗТВ, примыкающей к зоне сплавления, так и в других участках ЗТВ [2]. Сущность данного метода заключается в наплавке валиков на сплошные или составные пластины исследуемой стали при различной погонной энергии и последующем определении ударной вязкости и прочих свойств ЗТВ. При этом наибольший интерес представляют данные о том, как погонная энергия сварки влияет на ударную вязкость металла на участке полной перекристаллизации ЗТВ. В этом случае надрез на образцах наносят таким образом, чтобы его дно располагалось на оси валика ниже границы сплавления на расстоянии не более 0,5 мм в сторону основного металла. Особенностью указанных образцов является то, что при испытании на ударный изгиб лишь начало разрушения происходит в контролируемой зоне, в то время как его развитие про-

исходит по основному металлу. При этом чем ниже погонная энергия сварки, тем больше основного металла будет вовлечено в разрушение. Исходя из этого, можно предположить, что испытания по методу валиковых проб, по-видимому, должны достаточно хорошо характеризовать способность металла ЗТВ сопротивляться зарождению разрушения. Однако достоверность информации относительно того как такой металл будет сопротивляться развитию разрушению вызывает сомнения. В особенности это касается тех случаев, когда при наплавке валиков на пластину используются относительно небольшие режимы сварки и соответственно ширина ЗТВ будет малой, а также когда показатели ударной вязкости стали существенно превышают ударную вязкость металла ЗТВ.

Влияние сварки на основной металл может оцениваться также с использованием метода, при котором термическое воздействие на металл осуществляется без применения сварки (ГОСТ 23870–79) [3–6]. В этом случае заготовки (брусочки определенных размеров) из исследуемой стали нагреваются и охлаждаются по режиму, сопоставимому с термическим циклом сварки (ТЦС). Для этого заготовки проходящим током нагреваются до заданной температуры, а затем принудительно охлаждаются. В результате такого воздействия на металл в нем формируется приблизительно такая же структура, как и в металле ЗТВ сварных соединений, который испытывал аналогичное термическое воздействие при сварке. Поскольку при имитации ТЦС все сечение посредине заготовок нагревается и охлаждается равномерно, то можно предположить, что и ударная вязкость металла в разных участках этого сечения будет достаточно близкой. Следовательно, по результатам испытания образцов по данному методу может быть получена более достоверная информация относительно способности металла ЗТВ той или иной стали сопротивляться развитию разрушения при ударном изгибе.

Принимая ко вниманию изложенное выше, цель настоящей работы состояла в том, чтобы на примере одной из низколегированных сталей провести сравнительную оценку влияния сварки на ударную вязкость металла ЗТВ образцов, изготовленных из валиковых проб и обработанных по ТЦС заготовок основного металла.

Методики исследований. Для исследований по методу валиковых проб использовали пластины шириной 250...450 мм и длиной 600 мм. Они вырезались таким образом, что направление валика при последующей наплавке совпадало с направлением прокатки. Перед сваркой средняя часть пластин, предназначенная для наплавки валика, очищалась от окалины и продуктов коррозии на общую ширину 80 мм (по 40 мм в каждую от оси наплавки сторону).

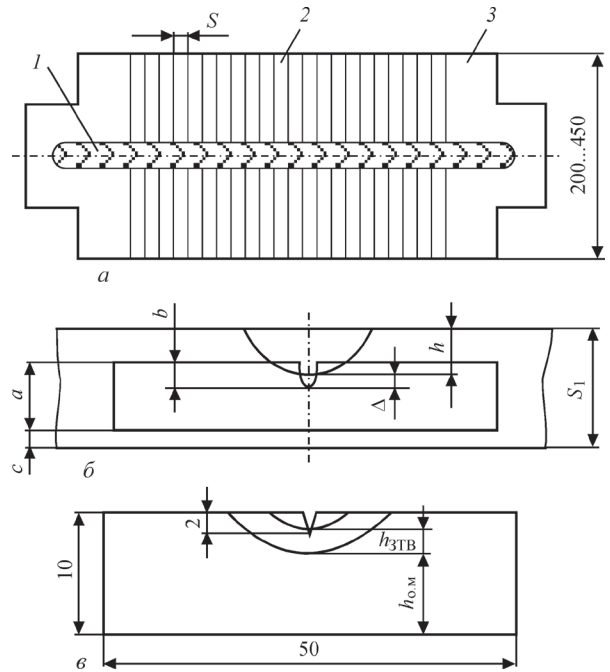


Рис. 1. Валиковая проба с наплавкой (а), схема вырезки образцов для испытаний на ударный изгиб (б) и обозначение участков сварного соединения, которые входят в состав ударного образца (в): 1 — наплавленный валик; 2 — составные бруски; 3 — выводная планка; h — участок с наплавленным металлом; $h_{ЗТВ}$ — участок ЗТВ; $h_{о.м.}$ — участок основного металла

Валик наплавлялся вдоль продольной оси симметрии пластины (рис. 1) на режимах, обеспечивающих изменение скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °C ($w_{6/5}$) от 3 до 30 °C/с. Такая интенсивность охлаждения металла на участке перегрева ЗТВ характерна для большинства дуговых процессов сварки — автоматической под слоем флюса, механизированной в среде защитных газов, ручной штучными электродами. Параметры режимов сварки и соответствующие скорости охлаждения металла ЗТВ валиковых проб приведены в табл. 1.

Наплавка валика осуществлялась в кондукторе проволокой Св-08ГА диаметром 4 мм под флюсом АН-348 на постоянном токе обратной полярности при температуре в помещении 27 °C. Колебания проволоки не допускалось. После окончания наплавки валика пластину оставляли в кондукторе до полного остывания образца.

Из подготовленных и наплавленных указанным выше способом пластин изготавливали образцы для механических испытаний. Чтобы эти образ-

Таблица 1. Режимы наплавки и скорость охлаждения металла ЗТВ валиковых проб из пластин толщиной 18,7 мм

$I_{св}$, А	U_d , В	$v_{св}$, м/ч	$Q_{св}$, кДж/см	$w_{6/5}$, °C/с
580...600	34...38	12,9	50,6	3
580...600	34...38	20,0	35,7	6
580...600	34...38	23,7	28,6	10
380...400	30...32	20,0	20,4	20
380...400	30...32	23,7	17,0	30

цы соответствовали требованиям, предъявляемым ГОСТ 13585–68, на начальном этапе работ из валиковых проб изготавливали шлифы, по которым определяли параметры валика (ширину валика, усиление валика, глубину проплавления и параметры ЗТВ). Это позволило установить толщину слоя металла, который необходимо было удалить перед изготовлением образцов.

Для исследований с использованием обработанных по термическому циклу сварки заготовок использовали изготовленные из исследуемой стали брусочки размером 13×13×150 мм. Их термообработку проводили на установке МСР-75, разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона. Нагрев брусочков осуществлялся проходящим током до температуры 1200...1300 °С (соответствует участку перегрева металла ЗТВ сварных соединений) со скоростью 170...200 °С. При этой температуре они выдерживались в течение приблизительно 2 с, а затем охлаждались. Для обеспечения охлаждения брусочков со скоростью $w_{6/5}$ от 2,5 до 7,5 °С/с медные зажимы установки охлаждали проточной водой. Более интенсивные скорости охлаждения образцов достигались в результате дополнительного обдува образцов инертным газом, что позволяло за счет изменения величины расхода газа изменять $w_{6/5}$ от 8 до 30 °С/с.

Дополнительно ударную вязкость металла ЗТВ оценивали по результатам испытания образцов, изготовленных из стыковых соединений толщиной 18,7 мм с V-образной разделкой кромок (С21 по ГОСТ 5264–80 и 14771–76), выполненных ручной сваркой покрытыми электродами и механизированной сваркой в CO_2 . В этом случае вырезка образцов и нанесение надреза осуществлялось по ГОСТ 6996–66.

Ручную дуговую сварку осуществляли электродами марки АНП-10 диаметром 4 мм на режиме: $I_{\text{св}} = 160...170$ А; $U_{\text{д}} = 24...25$ В; $v_{\text{св}} = 8,5...9,0$ м/ч, который обеспечивал интенсивность охлаждения металла ЗТВ сварного соединения со скоростью $w_{6/5} = 30$ °С/с. Для механизированной сварки использовали порошковую проволоку Megafil 821R диаметром 1,2 мм и следующий режим: $I_{\text{св}} = 180...200$ А; $U_{\text{д}} = 28...30$ В; $v_{\text{св}} = 13,5...15,0$ м/ч. При этом скорость охлаждения на участке металла ЗТВ составляла 21 °С/с. Во всех случаях сварку осуществляли на постоянном токе обратной полярности.

Скорость нагрева – охлаждения образцов контролировалась хромель-алюмелевой термопарой диаметром 0,5 мм, а оценивалась по результатам обработки осциллограмм, запись которых велась на осциллограф 117/1 в координатах температура – время.

Для определения ударной вязкости металла ЗТВ из валиковых проб и обработанных по ТЦС заготовок изготавливались образцы размерами 10×10×55 мм (тип VI с круглым надрезом и тип IX с острым надрезом по ГОСТ 6996–66). Вырезку образцов проводили механическим способом. Для предотвращения нагрева металла образцы охлаждались эмульсией.

Испытание образцов проводили при температурах 20 и –40 °С (не менее трех образцов при каждой температуре). Определяли ударную вязкость в участке полной перекристаллизации металла ЗТВ (KCU_{20} , KCU_{-40} , KCV_{20} , KCV_{-40} , Дж/см²).

Исследования структуры поверхности изломов образцов проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа марки СЭМ-515 фирмы «Philips» (Нидерланды).

Результаты исследований и их обсуждение. В качестве объекта исследований выбрана высокопрочная конструкционная микролегированная ниобием и ванадием сталь марки 10Г2ФБ толщиной 18,7 мм следующего химического состава, мас. %: 0,08 С; 0,25 Si; 1,57 Mn; 0,19 Mo; 0,05 Nb; 0,05 V; 0,032 Al; 0,006 N; 0,007 S; 0,013 P. В состоянии поставки (контролируемая прокатка) сталь имеет следующие механические свойства: $\sigma_{\text{т}} = 531...581$ МПа; $\sigma_{\text{в}} = 610...660$ МПа; $\delta_5 = 24,8...26,3$ %; $\psi = 62,0...64,8$ %, $KCU_{20} = 340...350$ Дж/см²; $KCU_{-40} = 280...320$ Дж/см²; $KCV_{20} = 300...330$ Дж/см²; $KCV_{-40} = 190...210$ Дж/см².

По результатам испытания образцов, изготовленных из валиковых проб, из сварных соединений, а также из термообработанных заготовок исследуемой стали установлено, что под воздействием термических циклов сварки ударная вязкость стали изменяется. По отношению к основному металлу она, как правило, снижается (рис. 2).

Наиболее заметное снижение показателей ударной вязкости металла на участке перегрева ЗТВ наблюдается в том случае, когда наплавка на пластины (при изготовлении валиковых проб) осуществлялась на режимах, обеспечивающих высокую погонную энергию ($Q_{\text{св}} = 50,6...35,7$ кДж/см; $w_{6/5} = 3...6$ °С/с), а термообработка заготовок — по термическим циклам, обеспечивающим указанную скорость охлаждения металла в интервале температур 500...600 °С. Следует отметить, что при таких условиях охлаждения показатели ударной вязкости образцов, изготовленных из валиковых проб, и обработанных по термическому циклу сварки заготовок исследуемой стали достаточно близки.

При снижении погонной энергии сварки $w_{6/5}$ увеличивается (табл. 1), а показатели ударной вязкости металла ЗТВ повышаются. Наиболее заметное повышение показателей KCU и KCV (практи-

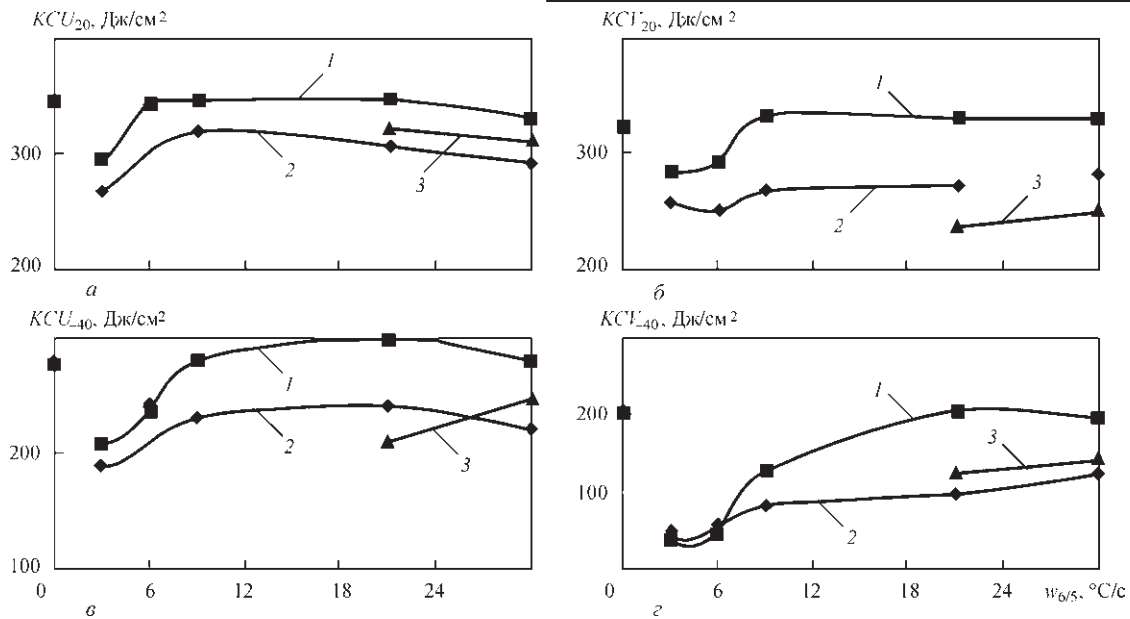


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения на ударную вязкость образцов, изготовленных из валиковых проб (1); заготовок, обработанных по ТЦС (2); сварных соединений (3) (в точке $w_{6/5} = 0$ приведены значения показателей ударной вязкости основного металла)

чески до уровня основного металла) наблюдается в том случае, когда исследования проводили с использованием образцов, изготовленных из валиковых проб, наплавка которых осуществлялась на режимах, обеспечивающих $Q_{св} \leq 28,6$ кДж/см ($w_{6/5} \geq 10$ °C/c). При этих же условиях охлаждения ударная вязкость термообработанных по ТЦС образцов также повышается, однако во всех случаях она ниже, чем у образцов, изготовленных из основного металла и валиковых проб.

Как указывается в работе [7], изменение показателей ударной вязкости стали 10Г2ФБ в результате воздействия на нее термических циклов сварки связано с изменением фазово-структурного состава металла ЗТВ, а именно, с образованием в нем крупнозернистой ферритно-бейнитной структуры при $w_{6/5} \leq 10$ °C/c и мелкозернистой бейнитной структуры при $w_{6/5} \geq 10$ °C/c.

Чтобы объяснить отличия между показателями ударной вязкости образцов, изготовленных из валиковых проб, и обработанных по ТЦС брусочков, следует рассмотреть какие участки сварного соединения входят в состав ударных образцов и их соотношение в зоне разрушения.

Что касается образцов, изготовленных из обработанных по ТЦС брусочков, можно отметить следующее. Поскольку в процессе термообработки средняя часть образца, на которую впоследствии наносили надрез, нагревалась и охлаждалась равномерно, то в ней сформировалась однородная по составу структура. Соответственно в этом случае разрушение образца происходило по металлу, который имеет приблизительно одинаковые механические свойства. Как показано схематически на рис. 1, ударный образец, изготовленный из валиковых проб, частично состоит из слоя наплавленного металла, ЗТВ и основного металла. Наплавленный металл в разрушении образца участия не принимает, поскольку в нем расположен надрез. Поскольку ударные нагрузки приходятся на ЗТВ и основной металл, то именно по этим участкам и происходит разрушение образца.

Рассмотрим, как изменяется соотношение между шириной участка, соответствующего ЗТВ ($h_{ЗТВ}$) и основного металла ($h_{о.м.}$) в зависимости от погонной энергии сварки. Такие данные приведены на рис. 3. Они свидетельствуют о том, что в зоне разрушения ударных образцов, изготовленных из валиковых проб, наплавка которых осу-

Т а б л и ц а 2. Характер разрушения и размеры элементов микрорельефа поверхностей изломов в зоне развития магистральной трещины

Характер разрушения		Сварное соединение	Имитация ТЦС	Валиковая проба	Основной металл
Вязкое	V_d , %	5...7	5	100	95
	$d_{я2}$, мкм	1...3	1...3	1...10	1...10
	$D_{я3}$, мкм	-	-	20...70×70...250 (ср.45×160)	10...70×20...150 (ср.40×85)
Хрупкое внутризеренное	V_d , %	95	95	-	5
	$d_{ф2}$, мкм	10...20	20...60	-	10...25
Вторичные микротрещины	$l_{тр}$, мкм	5...10	5...30	-	-

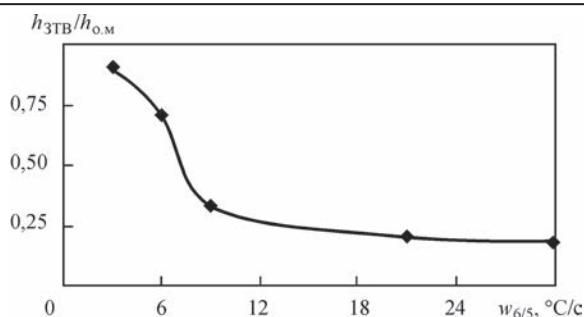


Рис. 3. Влияние скорости охлаждения валиковых проб на соотношение между шириной участков металла ЗТВ ($h_{\text{ЗТВ}}$) и основного металла ($h_{\text{О.М.}}$), принимающих участие в разрушении ударных образцов

существовала с использованием большой погонной энергии, соотношение между $h_{\text{ЗТВ}}$ и $h_{\text{О.М.}}$ составляет 0,9. Следовательно, в данном случае разрушение образца будет преимущественно происходить по металлу ЗТВ, как и в образцах, обработанных по термическому циклу сварки. Поэтому вполне закономерно, что и показатели ударной вязкости образцов, изготовленных из валиковых проб, и термообработанных заготовок, практически совпадают.

По мере снижения погонной энергии сварки (увеличения $w_{6/5}$), ширина ЗТВ уменьшается. В этой связи уменьшается и соотношение $h_{\text{ЗТВ}}/h_{\text{О.М.}}$. При

$Q_{\text{св}} \leq 28,6$ кДж/см ($w_{6/5} \geq 10$ °C/с) доля участия в разрушении образцов ЗТВ снижается практически до 25 %. Соответственно основное разрушение ударных образцов происходило по основному металлу. Этим, по-видимому, и можно объяснить тот факт, что показатели ударной вязкости образцов, изготовленных из валиковых проб, сварка которых осуществлялась на пониженных режимах, сопоставимы с показателями ударной вязкости основного металла.

Что касается разрушения образцов, изготовленных из сварных соединений, то в них оно происходило преимущественно по металлу ЗТВ. При этом в разрушение были вовлечены все участки ЗТВ, как высокотемпературные, так и низкотемпературные. Поэтому показатели ударной вязкости таких образцов существенно отличались от значений KCU и KCV образцов, изготовленных из валиковых проб и относительно хорошо коррелируют с аналогичными свойствами термообработанных образцов.

Закономерность полученных результатов подтверждена фактографическими исследованиями изломов образцов. Их цель заключалась в сопоставлении характера разрушения (транскристаллитное или интеркристаллитное; хрупкое; квазихрупкое;

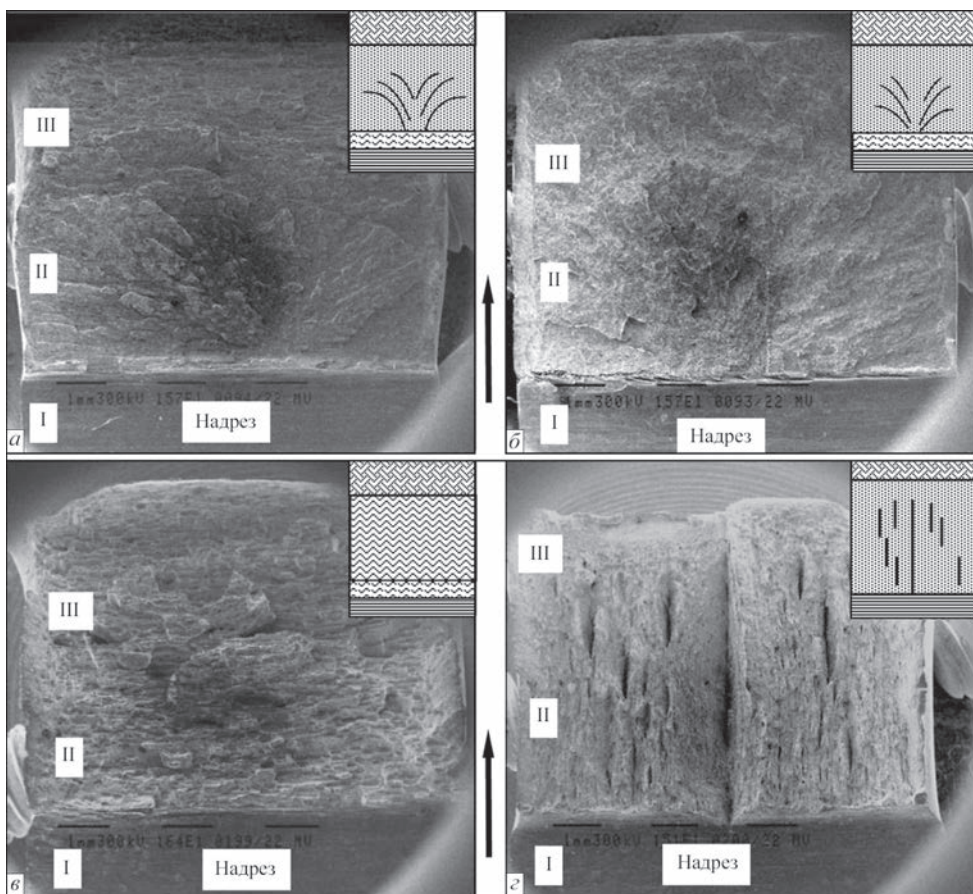


Рис. 4. Общий вид поверхности изломов по зонам разрушения образцов, изготовленных из: сварного соединения (а); обработанных по ТЦС заготовок (б); валиковой пробы (в); основного металла (г), $\times 16$ (в верхней правой части кадров схематическое изображение изломов) (обозначения см. в тексте)

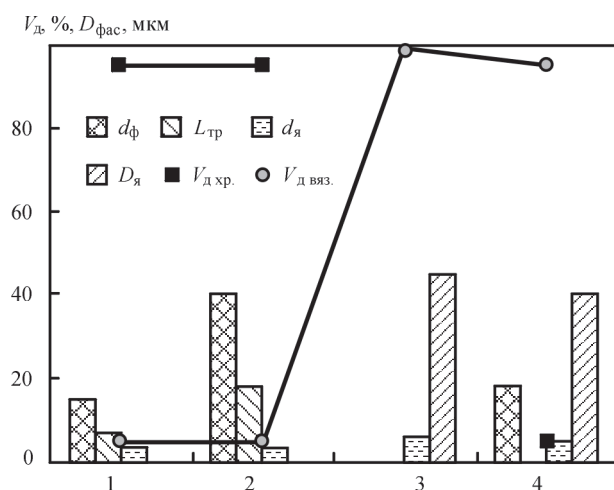


Рис. 5. Изменение объемной доли хрупкого ($V_{д хр.}$, %) и вязкого ($V_{д вяз.}$, %) разрушения, размера фасеток ($d_{фас}$, мкм) хрупкого внутризеренного скола и ямок ($d_я$, $D_я$, мкм) вязкого разрушения, длины вторичных трещин ($L_{тр}$, мкм) в изломе образцов, изготовленных из: сварного соединения (1); обработанных по ТЦС заготовок (2); валиковой пробы (3); основного металла (4)

вязкое или смешанное) металла сварных соединений по зонам разрушения (I — зона очага разрушения у надреза; II — магистрального развития трещины; III — зона долома), а также в анализе структуры изломов сварных соединений с учетом параметров элементов микрорельефа поверхности разрушения: размеров фасеток скола $d_{фас}$, ямок вязкой составляющей (дисперсных $d_я$, крупных $D_я$), длины вторичных трещин $L_{тр}$. Общий вид изломов образцов при-

веден на рис. 4. Стрелками обозначено направление разрушения.

Поскольку для зоны I (у надреза) и зоны III (доллом) всех исследуемых образцов характерен одинаковый вязкий тип разрушения, в дальнейшем они детально не рассматривались. Более целесообразным представлялось провести сравнительный анализ в зоне магистрального развития трещины (II), где наблюдалось существенное отличие в характере разрушения.

Анализ излома образцов показал, что по макрорельефу поверхности разрушения в зоне II образцов, изготовленных из обработанных по ТЦС заготовок, и из сварных соединений похожи. В обоих случаях радиальные рубцы (рис. 4, а, б), идущие от очага разрушения, совпадают с общим направлением распространения трещины.

Детальные исследования микроособенностей поверхностей разрушения в зоне магистральной трещины показали, что разрушение образцов, изготовленных из сварных соединений, и обработанных по ТЦС заготовок, может характеризоваться как хрупкий внутризеренный скол (табл. 2; рис. 5; рис. 6, а, б) с локальными участками вязкой составляющей (дисперсные ямки размером $d_я = 1 \dots 3$ мкм, объемная доля $V_{д} \sim 5\%$). Такие детали микрорельефа как участки вязкой составляющей свидетельствуют о локальной пластической деформации, т.е. развитие хрупкого скола в сосед-

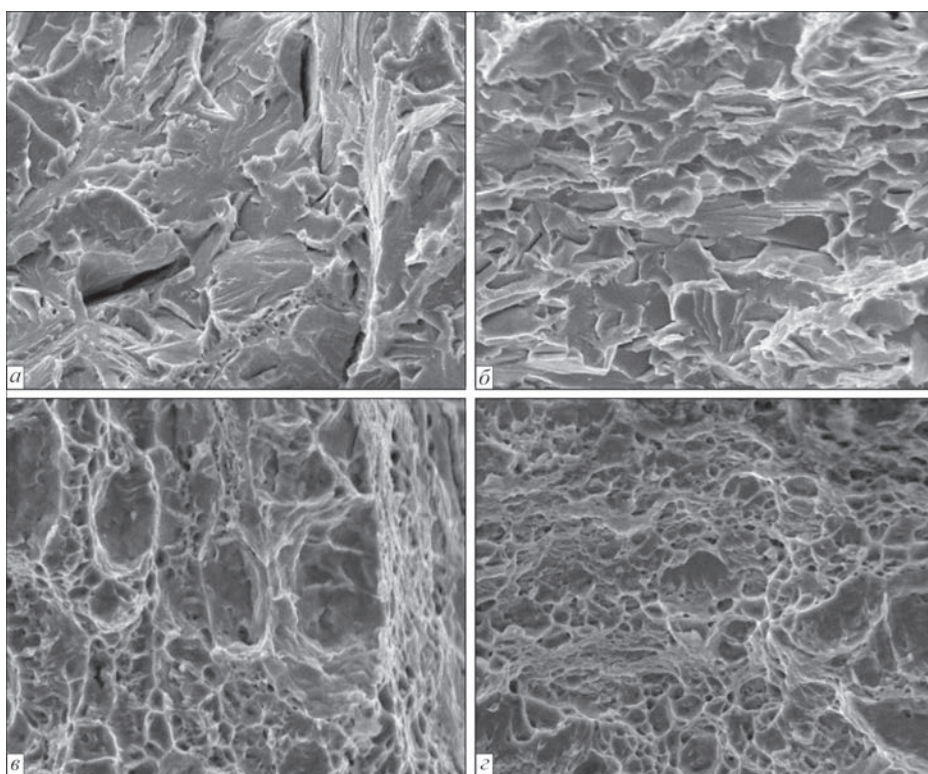


Рис. 6. Характер разрушения в зоне магистральной трещины: а, б — хрупкий транскристаллитный скол в изломах образцов, изготовленных из сварного соединения (а), и обработанных методом ТЦС (б); в, г — вязкое разрушение образца из валиковой пробы (в) и основного металла (г), $\times 1550$

нее зерно может происходить с заметной пластической деформацией в переходной зоне.

Анализ характера разрушения образцов, изготовленных из сварных соединений, показал, что размер фасеток скола на поверхности разрушения составляет $d_{\text{фас}} \sim 10 \dots 20$ мкм, размер единичных вторичных микротрещин $l_{\text{тр}} \sim 5 \dots 10$ мкм (рис. 6, а).

На поверхности излома образцов, изготовленных из обработанных по ТЦС заготовок, также наблюдаются вторичные микротрещины протяженностью $5 \dots 10$ мкм. Однако фасетки скола в таких образцах в $2 \dots 3$ раза крупнее, чем в образцах, изготовленных из сварных соединений — достигают размеров примерно $20 \dots 60$ мкм (рис. 6, б). Объясняется это может тем, что разрушение образцов, изготовленных из обработанных по ТЦС заготовок, происходит по металлу с крупным зерном, который характерен для участка перегрева ЗТВ сварных соединений, а в образцах, изготовленных из сварных соединений, по всем участкам ЗТВ.

Совершенно иначе происходит разрушение образцов, изготовленных из валиковых проб, и основного металла. Анализ изломов этих образцов показал, что в обоих случаях на их поверхности наблюдается вязкий ямочный тип разрушения (рис. 6, в, г). Отличие заключается лишь в том, что волокнистой поверхности излома образцов, изготовленных из валиковых проб, характерны выраженные расщепления по смещенным уровням в поперечном направлении распространения магистральной трещины (рис. 4, в), а излом основного металла имеет волокнисто-полосчатую структуру в продольном направлении (рис. 4, г). По-видимому, это связано с тем, что образцы, изготовленные из валиковых проб, и основного металла, вырезались в разных по отношению к прокату направлениях. То, что характер разрушения таких образцов приблизительно одинаковый, вполне закономерно, поскольку, как было отмечено ранее, и видно из рис. 1 и 3, развитие магистральной трещины в образцах, изготовленных из валиковых проб, сварка которых осуществляется при малых погонных энергиях, происходит главным образом по основному металлу.

Выводы

1. Влияние термических циклов сварки на показатели ударной вязкости металла ЗТВ сварных соединений стали 10Г2ФБ неоднозначно. Резкое снижение значений KCU и KCV наблюдается при скоростях охлаждения $w_{6/5} < 6$ °С/с. С повышением скорости охлаждения ударная вязкость металла ЗТВ увеличивается и в некоторых случаях достигает значений KCU и KCV основного металла.

2. При снижении погонной энергии сварки скорость охлаждения $w_{6/5}$ металла ЗТВ валиковых проб увеличивается, а ширина этого участка в соединении уменьшается.

3. При малых скоростях охлаждения металла ЗТВ ($w_{6/5} < 6$ °С/с), характерных для процессов сварки, выполняемых на повышенной погонной энергии ($Q_{\text{св}} > 35$ кДж/см), разрушение образцов происходит преимущественно по металлу ЗТВ, а показатели KCU и KCV образцов, изготовленных из валиковых проб, и обработанных по термическому циклу сварки заготовок, отличаются незначительно.

4. С увеличением $w_{6/5}$ до 10 °С/с и выше ($Q_{\text{св}} < 30$ кДж/см), разрушение образцов, изготовленных из валиковых проб, происходит главным образом по основному металлу. За счет этого разница между показателями ударной вязкости образцов, изготовленных из валиковых проб, и обработанных по термическому циклу сварки заготовок, становится заметной.

5. Выявлена хорошая корреляция значений ударной вязкости между образцами, изготовленными из сварных соединений, и обработанных по термическому циклу сварки заготовок. Характер разрушения таких образцов отличается незначительно.

1. Металловедение и термическая обработка стали: справ. изд. в 3-х т.; под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. — 4-е изд., перераб. и доп. Т.1. Методы испытаний и исследования: В 2-х кн. Кн.2. — М.: Металлургия, 1991. — 462 с.
2. Емелюшин А. Н. Исследование свариваемости высокопрочной трубной стали класса прочности К56 / А. Н. Емелюшин, А. Б. Сычков, М. А. Шекшеев // Вестник Магнитогорского гос. техн. ун-та им. Г. И. Носова. — 2012. — Вып. № 3. — С. 26–30.
3. Методика и оборудование для имитации термического цикла сварки (наплавки) / С. В. Гулаков, Б. И. Носовский, А. С. Новохацкая [и др.] // Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту. — 2008. — Вып. 18, Ч. 1. — С. 179–183.
4. Свариваемость высокопрочных трубных сталей для газопроводных труб большого диаметра / В. И. Столяров, Л. А. Ефименко, О. Ю. Елагина [и др.] // Проблемы черной металлургии и материаловедения. — 2008. — № 3. — С. 39–47.
5. Comparison of Weldability of High-Strength Pipe Steels Microalloyed with Niobium, Niobium and Vanadium / A. V. Nazarov, E. V. Yakushev, I. P. Shabalov [et al.] // Metallurgist. — 2014. — Vol. 57, Is. 9. — P. 911–917.
6. Оценка влияния технологических и эксплуатационных параметров на долговечность и безопасность монтажных сварных соединений запорной арматуры / Л. А. Ефименко, О. Ю. Елагина, Е. М. Вышемирский [и др.] // Химическое и нефтегазовое машиностроение. — 2010. — № 2. — С. 42–45.
7. Влияние циклического нагружения на микроструктуру и хладостойкость металла ЗТВ стали 10Г2ФБ / В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова, А. А. Максименко [и др.] // Автоматическая сварка. — 2014. — № 5. — С. 3–11.

Поступила в редакцию 01.04.2016

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА КОРРОЗИИ ПРИМЕНительно К УСЛОВИЯМ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДЕТАЛЕЙ ГИДРАВЛИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ*

Ю. М. КУСКОВ¹, В. А. ЖДАНОВ¹, В. А. ТИЩЕНКО¹, М. М. СТУДЕНТ², Н. Р. ЧЕРВИНСКАЯ²

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

²Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины. 79601, г. Львов, ул. Научная, 5.

Исследована коррозионная стойкость металла типа 30X20МН и 30X22МН, полученного наплавкой под флюсом с использованием различных техник и технологий наплавки. Установлена возможность повышения сопротивления наплавленного металла коррозии за счет правильного выбора технологии наплавки. Наилучшие результаты по коррозионной стойкости получены при импульсной наплавке порошковой проволокой с импульсом ее подачи 0,5 Гц. Результаты исследований могут быть использованы при восстановлении изношенных и изготовлении новых деталей гидравлических устройств. Библиогр. 6, табл. 2, рис. 5.

Ключевые слова: наплавка под флюсом, технология наплавки, импульсная подача проволоки, наплавленный металл, коррозия

Многие детали оборудования, устанавливаемого в солевых и угольных шахтах и используемого в коммунальном хозяйстве, эксплуатируются в сложных условиях абразивного изнашивания и коррозионного воздействия. Наиболее известными представителями таких деталей являются штоки и плунжеры гидравлических устройств, в частности шахтных гидростоек механизированных крепей и поддерживающих щитов проходческих комбайнов. Для повышения срока службы такого типа деталей их рабочие поверхности уже при изготовлении защищают с помощью гальванических покрытий, главным образом, хромовых. Толщина наносимого слоя обычно составляет 5...50 мкм, а твердость (для хрома) HV — 800...1000. Несмотря на свои высокие износостойкие и антикоррозионные свойства гальванические покрытия не являются вечными и со временем их плотность и, соответственно, стойкость против коррозии и изнашивания снижаются.

На рис. 1 показаны коррозионные повреждения на хромированной поверхности штока после эксплуатации в угольной шахте. Следует также отметить, что нанесение на рабочую поверхность гальванических покрытий — это экологически вредный процесс, от которого во всех развитых странах стараются отказываться.

Одним из способов, позволяющих восстанавливать изношенные штоки и плунжеры и возвра-

щать гидравлические устройства в эксплуатацию, является дуговая наплавка под флюсом (рис. 2).

Ранее проведенные опыты по наплавке, а также исследования по моделированию поведения наплавленного металла в различных синтетических средах (в частности, водах угольных шахт) показали, что хорошими защитными свойствами обладает металл мартенситно-ферритного класса типа 30X20МН и 30X22МН (в зависимости от условий эксплуатации). Твердость такого наплавленного металла можно регулировать в пределах HRC — 35...48. Однако в ряде случаев в процессе эксплуатации и даже при длительном хранении наплавленных изделий в открытых помещениях на наплавленных поверхностях появлялись темные кольцевые полосы, соответствующие зонам перекрытия наплавливаемых по винтовой линии ва-

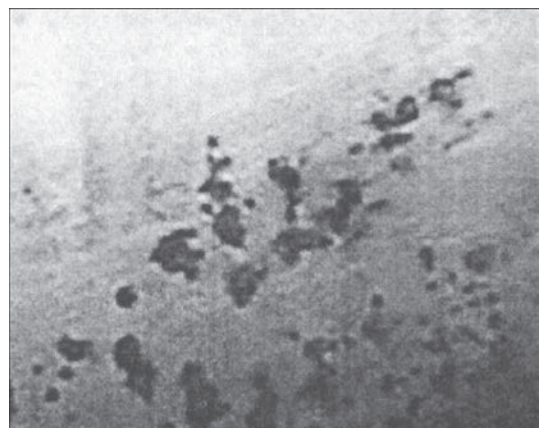


Рис. 1. Коррозионные повреждения на хромированной поверхности штока после эксплуатации в угольной шахте

*По материалам работы, выполненной в рамках целевой комплексной программы НАН Украины «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» (2013–2015 рр.).

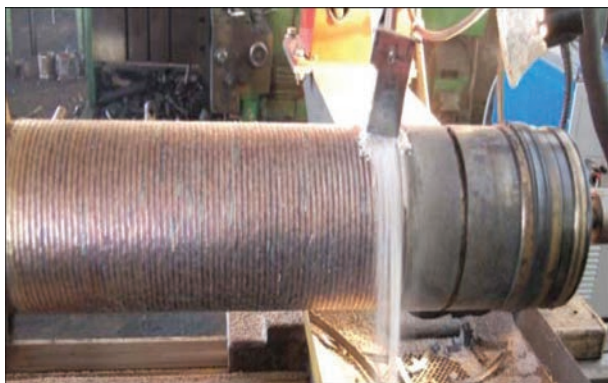


Рис. 2. Процесс дуговой наплавки под флюсом плунжера шахтной гидрокрепи

ликов. По-видимому, это связано с тем, что металл зоны перекрытия соседних валиков находится в опасной области температур (680...780 °С). И в зависимости от времени нахождения в этой области изменяются условия протекания диффузионных процессов с возможным формированием в металле химической и структурной неоднородности [1, 2] и, соответственно, снижением его стойкости против коррозии.

Исходя из того, что металлу типа 30X20МН и 30X22МН присущи достаточно высокие показатели эксплуатационных свойств, было решено довести их до оптимального уровня путем опробования при наплавке этих металлов различных технологических приемов. Кроме того, такой подход к выбору наплавляемого металла был обусловлен и тем, что его состав относительно простой и по сравнению, например, с рекомендуемым для наплавки шахтных стоек металлом 08X20Н10Г7Т содержит на порядок меньше дорогостоящего никеля (при более, чем в два раза повышенной твердости). На первом этапе исследований в качестве оптимальных приемов наплавки были выбраны следующие:

- наплавка в один слой с большим перекрытием валиков — на $\frac{1}{2}$ их ширины. Согласно работе [1], такая техника наплавки может улучшить структуру и химическую однородность;

- наплавка в три слоя со смещенным перекрытием валиков. Учитывая то, что износ рабочей поверхности изделия обычно не превышает 2 мм, наплавка в три слоя позволяет получать толщину более двух миллиметров, но при этом нагрев нижних слоев более равномерен. Недостаток этой технологии — наплавка лишнего металла с последующим его удалением механической обработкой;

- наплавка с импульсной подачей порошковой проволоки. Импульсная подача электродной проволоки осуществлялась с помощью механизма на основе квазиволнового преобразователя [3]. По данным работ [4, 5] за счет импульсной подачи электродной проволоки происходит снижение те-

Таблица 1. Условия и результаты импульсной наплавки однослойного металла 30X20МН

Образец	Импульс подачи проволоки, Гц	Твердость наплавленного металла HRC
11 м	2,5	50...52
22 м	3,3	53...56
33 м	1,1	51...52
44 м	0,5	48...50

пловложения в наплавленный металл, и формируется более благоприятная структура.

Так как при наплавке штоков и плунжеров необходимо обеспечить минимальное проплавление основного металла (это особенно важно при выполнении однослойной наплавки) и минимальную толщину наплавленного слоя, то диаметр порошковой проволоки принят 2,2 мм. В качестве основного металла выбрана сталь 40Х в виде листа толщиной 40 мм. Предполагалось, что результаты, полученные при наплавке на горизонтальную поверхность образца, будут соответствовать результатам кольцевой наплавки цилиндрических деталей при точном соблюдении параметров режима процесса наплавки. Наплавка в обычном режиме: $I = 250$ А, $U = 30$ В, $v_n = 18$ м/ч; в импульсном режиме: импульс подачи проволоки — 0,5...3,3 Гц, $U = 30$ В, $I = 250$ А, $v_n = 15$ м/ч, флюс АН-26.

Внешний вид образцов, наплавленных порошковой проволокой ПП-АН205 (ПП-Нп-30Х-20МН) в обычном режиме и импульсном, представлен соответственно на рис. 3 и 4. Условия наплавки (импульсы, Гц) и твердость однослойного наплавленного металла 30X20МН при импульсной подаче порошковой проволоки представлены в табл. 1.

Испытания образцов наплавленного металла на стойкость против коррозии выполняли на установке СВА-1БМ ФМИ им. Г. В. Карпенко. Коррозионные процессы исследовали с помощью потенциостатов ПИ-50-1 и ИРС – Pro. Для потенциостата ИРС – Pro использовали программу ИРС 2000, которая обслуживает программно-аппаратный комплекс «Потенциостат ИРС – Pro + ПК IBM PC».

Для изучения процессов, возникающих в результате контактирования исследуемых материа-

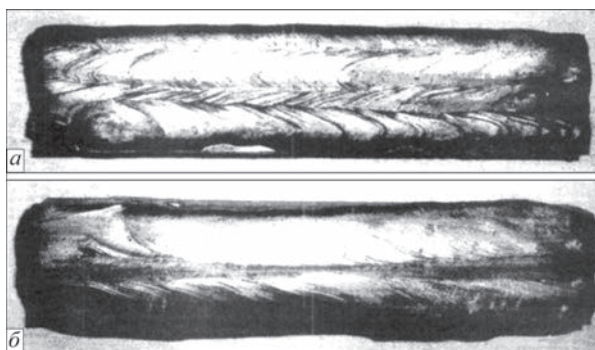


Рис. 3. Образцы, наплавленные порошковой проволокой ПП-Нп-30Х20МН в один (а) и три (б) слоя

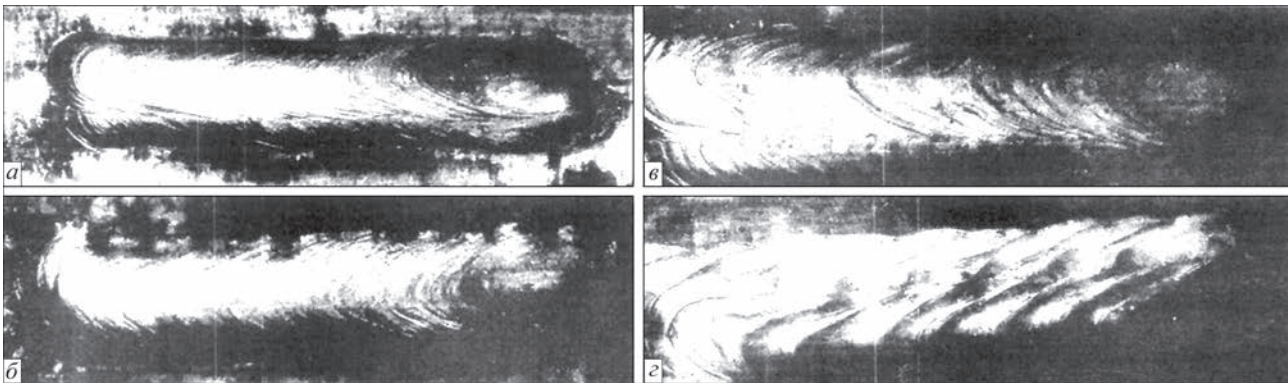


Рис. 4. Образцы, наплавленные порошковой проволокой ПП-Нп-30Х20МН, с наложением импульсов ее подачи: а — 2,5; б — 3,3; в — 1,1; г — 0,5 Гц

Т а б л и ц а 2. Показатели коррозии (до и после поляризационных испытаний) однослойного металла 30Х20МН, наплавленного в импульсном режиме

Показатели коррозии	Образец			
	11 м	22 м	33 м	44 м
$E_{\text{стаб.}}, \text{ мВ}$	-415	-473	-457	-582
$E_{\text{кор.}}, \text{ мВ}$	-379	-463	-466	-441
$i_{\text{кор.}} \cdot 10^{-3}, \text{ мА/см}^2$	3,06	4,99	3,8	1,44

Примечание. Оценка качества поверхности образцов после десятидневной выдержки в растворе NaCl показала, что на образцах 11 м, 22 м и 33 м присутствуют следы коррозии, а на образце 44 м следов коррозии не наблюдается.

лов и коррозионной среды, использовали вольтамперометрический метод, позволяющий выявить особенности протекания электрохимических реакций на поверхности исследуемого материала в процессе его взаимодействия с заданной коррозионной средой. При этом базовой характеристикой, по которой оценивали системы «матери-

ал – среда», служила поляризационная кривая. Это зависимость плотности тока i от потенциала E исследуемой поверхности. Поляризационные кривые снимали в потенциодинамическом режиме, максимально отображающем картину реальных процессов, проходящих на исследуемой поверхности [6]. Электродные процессы исследуемых

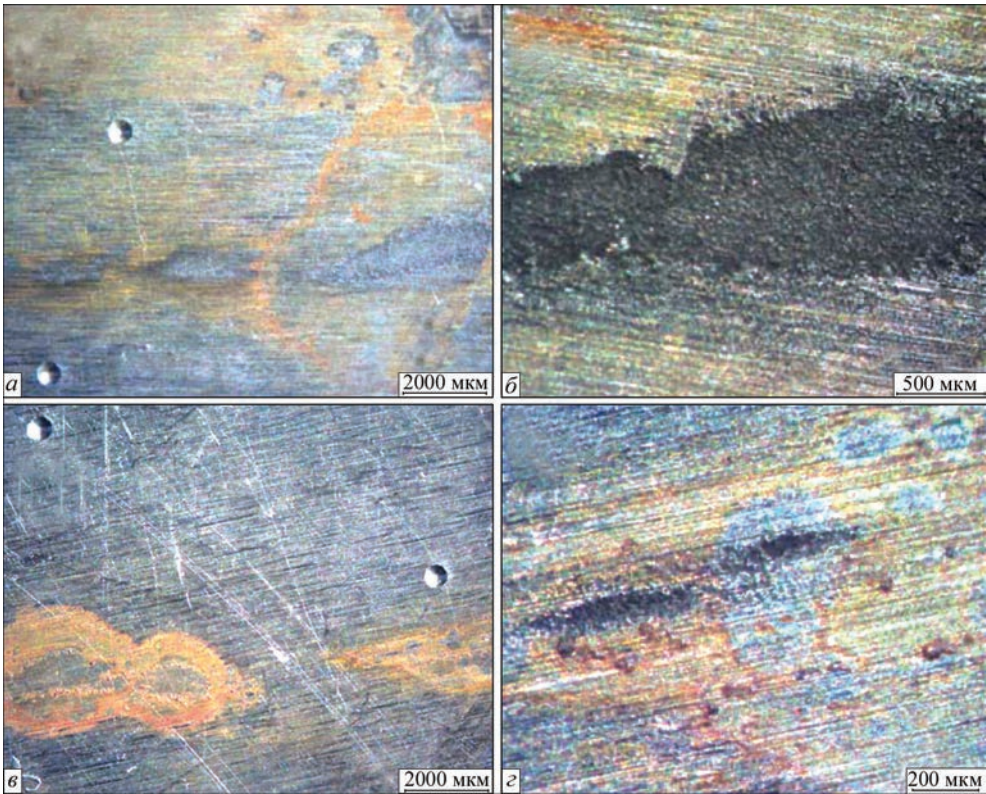


Рис. 5. Поверхность образцов, наплавленных в импульсном режиме, после коррозионных испытаний: а, б — образец 22 м; в, г — 44 м

образцов, служащих рабочими электродами, в коррозионной среде измеряли относительно насыщенного хлоридсеребряного электрода сравнения. Вспомогательным электродом служила платиновая сетка. Скорость развертки потенциала равнялась 2 мВ/с.

Исследования проводили в электрохимической ячейке в среде 3 %-го водного раствора NaCl. Перед поляризационными испытаниями образцы в течение 10 суток выдерживали в этом растворе.

Наилучшие результаты по коррозионной стойкости получены на образцах, наплавленных в импульсном режиме при величине импульса 0,5 Гц. Влияние величины импульса на протекание процесса коррозии представлено в табл. 2.

На рис. 5 показаны поверхности образцов 22 м и 44 м после поляризационных испытаний. Как видно из рис. 5, б, после поляризационных испытаний наблюдаются значительные коррозионные повреждения поверхности образца 22 м. На поверхности образца 44 м лишь при большом увеличении (рис. 5, г) можно обнаружить минимальные локальные зоны повреждения. Таким образом, величина импульса подачи проволоки при наплавке может существенно влиять на коррозионные процессы в наплавленном металле.

Выводы

1. Установлена возможность повышения коррозионной стойкости наплавленного металла за счет

правильного выбора техники и технологии наплавки одним и тем же наплавочным материалом.

2. Наилучшие показатели коррозионной стойкости наплавленного металла системы C–Cr–Ni–Mo достигаются при однослойной импульсной наплавке под флюсом порошковой проволокой при импульсе ее подачи 0,5 Гц.

3. Результаты проведенных исследований могут быть использованы при восстановлении изношенных и изготовлении новых деталей гидравлических устройств, в частности, штоков и плунжеров.

1. Кондратьев И. А. Исследование структурной неоднородности наплавленного металла типа 35B9X3CF и ее влияние на работоспособность наплавленных прокатных валков / И. А. Кондратьев, В. Г. Васильев, И. Я. Дзыкович // Автоматическая сварка. – 1996. – № 6. – С. 17–20.
2. Пальчук Н. Ю. Влияние нагрева при ручной сварке на межкристаллитную коррозию сварных швов на сталях типа 18-8 / Н. Ю. Пальчук // Автоматическая сварка. – 1954. – № 3. – С. 41–49.
3. Лебедев В. А. Регулирование скорости и шага импульсной подачи электродной проволоки в механизмах на основе квазиволнового преобразователя / В. А. Лебедев // Автоматическая сварка. – 1996. – № 6. – С. 34–37.
4. Лебедев В. А. Исследование зоны термического влияния при механизированной наплавке с модуляцией режима / В. А. Лебедев, В. А. Тищенко // Ремонт, восстановление, модернизация. – 2013. – № 10. – С. 29–34.
5. Крюков А. В. Особенности сварки с импульсной подачей электродной проволоки / А. В. Крюков, Н. В. Павлов, А. А. Зеленковский // Технология машиностроения. – 2013. – № 7. – С. 30–31.
6. Жук Н. П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Н. П. Жук. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.

Поступила в редакцию 22.12.2015

Контактная стыковая сварка стержневой арматуры



В ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ разработаны технологии контактной стыковой сварки стержневой арматуры железобетона и передвижной комплекс для реализации этих технологий непосредственно на строительной площадке. Применение контактной стыковой сварки позволило сократить время изготовления металлоконструкций на 40 % и обеспечить стабильное качество сварных соединений при реконструкции НСК «Олимпийский», строительстве автомобильной эстакады терминального комплекса а/п «Борисполь» и Подольского мостового перехода через р. Днепр в Киеве.

НСК «Олимпийский»



НАНЕСЕНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА МЕДНЫЕ ПАНЕЛИ КРИСТАЛЛИЗАТОРОВ МНЛЗ СПОСОБОМ АВТОВАКУУМНОЙ ПАЙКИ

М. А. ПОЛЕЩУК, М. Г. АТРОШЕНКО, А. В. ШЕВЦОВ, А. Л. ПУЗРИН

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

Проверена на моделях возможность нанесения защитного слоя в виде тонкого металлического листа на плоские медные панели кристаллизаторов МНЛЗ путем автовакуумной пайки. В качестве защитных листов использовали сталь 08X18N10 и никель. Исследован предел прочности биметаллических паяных соединений на отрыв между слоями, а также проведены испытания на изгиб. Получен качественный паяный шов без дефектов в виде пор и трещин между медной плитой и листом из стали 08X18N10 толщиной 2 мм. Предел прочности на отрыв стального защитного слоя составил в среднем 300 МПа. Полученные результаты позволяют рекомендовать способ автовакуумной пайки для нанесения защитных покрытий из стали 08X18N10 на плоские панели кристаллизаторов. Библиогр. 9, рис. 6.

Ключевые слова: кристаллизаторы МНЛЗ, защитные покрытия, автовакуумная пайка, паяные швы, металлография, механика

Основное количество выплавляемой в мире стали в настоящее время разливают в водоохлаждаемые медные кристаллизаторы, которые являются сменными узлами машин непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). Внутренняя поверхность кристаллизаторов в процессе работы МНЛЗ испытывает абразивный износ из-за трения затвердевающей стальной корочки разливаемой заготовки о медную охлаждаемую стенку. Особенно интенсивное и неравномерное изнашивание наблюдается на стенках кристаллизаторов, предназначенных для выплавки заготовок прямоугольного или квадратного сечения на МНЛЗ радиального типа. Такие кристаллизаторы обычно изготавливают составными из отдельных плоских панелей с индивидуальным охлаждением. Рабочая поверхность некоторых из них может достигать одного квадратного метра. Срок службы такого кристаллизатора определяется допустимым износом рабочей поверхности и может достигать ста плавков [1].

Увеличить срок службы кристаллизаторов МНЛЗ можно двумя путями: восстановительным ремонтом изношенных панелей или нанесением на их рабочую поверхность защитного металлического либо металлокерамического покрытия, износостойкость которого выше, чем у меди.

Панели кристаллизаторов МНЛЗ по мере необходимости подвергают текущему ремонту. При этом с рабочих поверхностей охлаждаемых медных плит механической обработкой равномерно по всей плоскости удаляют слой меди, толщина которого больше глубины образовавшихся дефектов. За время эксплуатации панелей подобный ремонт повторяют несколько раз, пока толщина

медной плиты не уменьшится до предельно допустимых размеров. Такие медные плиты могут быть подвергнуты восстановительному ремонту, в ходе которого на их рабочую поверхность способами сварки плавлением либо сварки трением с перемешиванием наносят слой меди до достижения первоначальной толщины [2, 3].

В работе [4] показано, что для восстановительного ремонта медных плит панелей кристаллизаторов МНЛЗ эффективно использовать способ автономной вакуумной пайки (АВП). Этим способом относительно просто наносить восстановительный медный слой на рабочую поверхность медных плит большой площади без коробления и поводов последних, присущих другим способам. Паяный шов между слоями меди (основным и восстановительным) по прочности не уступает самой меди, а его термическое сопротивление практически не оказывает влияния на процесс теплопередачи через медную плиту [4].

В настоящей работе применили способ АВП для нанесения на толстые медные охлаждаемые плиты кристаллизаторов защитных покрытий из металлов, более износостойких, чем медь. Целью исследования являлась оценка принципиальной возможности получения такого типа паяного соединения и определение его механических свойств.

Исходя из представлений о механизме работы водоохлаждаемых кристаллизаторов МНЛЗ, сформулируем основные требования к свойствам защитных покрытий. Они должны быть плотными и износостойкими; иметь хорошую адгезию к меди по всей поверхности стенки; обладать минимальным термическим сопротивлением тепло-

вому потоку от расплавленной стали к охлаждающей воде.

В настоящее время защитные покрытия из никеля, хрома, сталей, или керамики наносят электролитическим [1, 5], детонационным [5, 6], взрывным [7] или другими способами. К сожалению, ни один из этих способов не обеспечивает получения защитного покрытия, свойства которого полностью отвечают всем указанным выше требованиям. Так, например, при электролитическом или детонационном способах невозможно получить плотное покрытие с хорошей адгезией к меди. Это может приводить к эрозионному разрушению покрытия и его скалыванию. При плакировании поверхности медной стенки кристаллизатора стальным листом способом сварки взрывом происходит захлопывание воздуха на отдельных участках соединения. Такие воздушные полости в этом месте существенным образом увеличивают термическое сопротивление тепловому потоку от расплавленного металла к охлаждающей воде через стенку, что недопустимо при работе кристаллизатора.

По нашему мнению, всем указанным выше требованиям к защитному покрытию стенки панели наиболее полно будет отвечать катанный тонкий лист из износостойкого металла, например определенных марок стали или никеля, припаянный по всей поверхности к медной плите. Такое покрытие может наноситься на панель кристаллизатора в процессе ее изготовления или при ремонте. Сложность задачи обусловлена необходимостью иметь качественный паяный шов по всей площади соединения толстой меди с тонким износостойким листом.

Для опытов в качестве защитного покрытия была выбрана сталь 08X18H10 и никель как коррозионностойкие материалы, имеющие большую, чем медь износостойкость. При этом сталь 08X18H10 имеет близкий к меди коэффициент теплового расширения. Этот фактор имеет значение для получения необходимой прочности и работоспособности паяного соединения. В случае применения в качестве защитного покрытия более дешевого листа из углеродистых сталей, в результате существенного различия в тепловом расширении таких сталей и меди, в паяном шве неизбежно возникновение напряжений, которые могут привести к его разрушению.

Разработка основ технологии АВП защитных покрытий проводилась экспериментально путем пайки опытных пакетов размером 100×100 мм по методике, описанной в работе [4]. Пакеты набирали из трех слоев: основной металл, имитирующий панель кристаллизатора, защитный слой и припой между ними. В качестве основного метал-

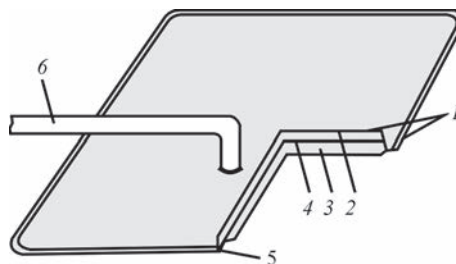


Рис. 1. Сборка для пайки: 1 — полужесткая форма кассеты; 2 — защитное покрытие; 3 — основной металл, имитирующий панель кристаллизатора; 4 — припой; 5 — герметизирующий сварной шов; 6 — патрубок для вакуумирования

ла использовали медь марки М-1 толщиной 7 мм, а защитные слои изготавливали из нержавеющей стали 08X18H10 толщиной 2 мм, и листового никеля толщиной 4 мм. Припоем служила фольга бериллиевой бронзы БрБ2, хорошо зарекомендовавшая себя при пайке многослойных медных пакетов. Фольга толщиной 0,2 мм, укладывалась в два слоя.

Предварительно собранные для пайки пакеты устанавливали в специальные кассеты, создающие замкнутый объем. Кассеты состояли из двух одинаковых штампованных частей. Материалом для изготовления кассет служил лист из стали 08X18H9 толщиной 1 мм, который при температуре пайки обеспечивал сжатие пакета атмосферным давлением равномерно по всей поверхности. Заполненные кассеты заваривали по периметру аргонодуговой сваркой вакуумплотным швом.

Для вакуумирования в кассету вваривали патрубок. Общий вид кассеты представлен на рис. 1.

Подготовленные кассеты размещались горизонтально на столе в термической печи, патрубок-вакуумпровод выводился наружу через отверстие в дверце, к нему подключали мановакуумметр и через вентиль форвакуумный насос. Перед пайкой внутри кассеты создавали разрежение 10^{-1} , а затем перекрывали вентиль. Термическую печь нагревали до температуры пайки 1040 °С с изотермической выдержкой 30 мин. Кассеты охлаждались вместе с печью.

После проведения пайки, кассеты разрезали, и из извлеченных пакетов изготавливали образцы для исследований.

В первую очередь для оценки качества паяного соединения провели испытания образцов на изгиб. Испытывали образцы размером 80×10 мм, вырезанные по всей толщине паяного соединения, образцы загибали на угол 90° защитным слоем вовнутрь и наружу (рис. 2).

На образцах медь–сталь 08X18H10 ни в первом, ни во втором случае в зоне соединения расслоений, трещин и надрывов не обнаружено. Результаты испытаний свидетельствуют о хорошем качестве паяного соединения медь–сталь

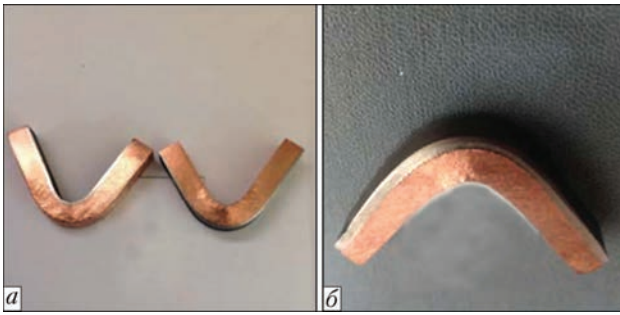


Рис. 2. Образцы после испытания на изгиб: *а* — медь–сталь (слева — защитным слоем вовнутрь, справа — наружу); *б* — медь–никель

08Х18Н10, полученного с применением припоя БрБ2.

После испытания образца медь–никель защитным слоем наружу (рис. 2, *б*) имело место расслоение в зоне изгиба. В связи с неудовлетворительным результатом этого испытания изгиб образца защитным слоем вовнутрь не проводился.

Испытания паяных биметаллических образцов на отрыв проводились по методике и на образцах, описанных в работе [4]. Эта методика не является стандартной и в нормативных документах отсутствуют значения величин, определяющих минимально допустимый предел прочности на отрыв для биметаллов или слоистых монометаллов на основе меди. Вместе с тем этот показатель является важным и определяет качество паяного соединения и работоспособность всего изделия. Поэтому полученные при испытаниях значения величин предела прочности на отрыв биметаллов сравнивались с пределом прочности на разрыв цельных медных монокристаллических образцов таких же размеров, изготовленных из медного листа, аналогичного основному металлу до пайки. Предел прочности на разрыв монокристаллических образцов составил 450 МПа, биметалла медь–сталь 08Х18Н10 — 301,5 МПа, биметалла медь–никель — 108 МПа. Все эти данные являются усредненными по результатам испытания трех образцов каждого типа.

По нашему мнению, прочность соединения биметалла медь–сталь 08Х18Н10, полученного с



Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) паяного соединения медь–сталь 08Х18Н10 (нетравленное состояние)

помощью припоя БрБ2, является достаточно высокой, чтобы обеспечить работоспособность биметаллического изделия. Для выяснения причин неудовлетворительных результатов механических испытаний паяного соединения медь–никель проведен сравнительный металлографический анализ образцов медь–никель и медь–сталь 08Х18Н10. Для этого на микроскопе НЕОФОТ 32 изучали нетравленные и травленные шлифованные образцы при различных увеличениях. Травление образцов проводили в два этапа. На первом этапе для выявления структуры меди образец травили в водном растворе серной кислоты, хромового ангидрида и поваренной соли. На втором этапе для выявления структуры нержавеющей стали и никеля проводили электрохимическое травление в хромовом ангидриде.

На нетравленном шлифе медь–сталь 08Х18Н10 ($\times 500$) четко выраженного паяного шва не наблюдается (рис. 3). По всей длине шлифа видна зона контакта припоя и нержавеющей стали с размером выступов и впадин 2...15 мкм. В зоне контакта отсутствуют дефекты в виде пор и трещин. Все это свидетельствует о хорошем качестве паяного соединения по всей длине исследуемого шлифа.

Ширина диффузионной зоны на стали 08Х18Н10 составляет 10...50 мкм.

После травления наблюдается четко выраженный паяный шов шириной 60...80 мкм (рис. 4). Он имеет более мелкое зерно, чем основная медь.



Рис. 4. Микроструктура паяного соединения медь–сталь 08Х18Н10 после травления при разном увеличении: *а* — $\times 100$; *б* — $\times 1000$

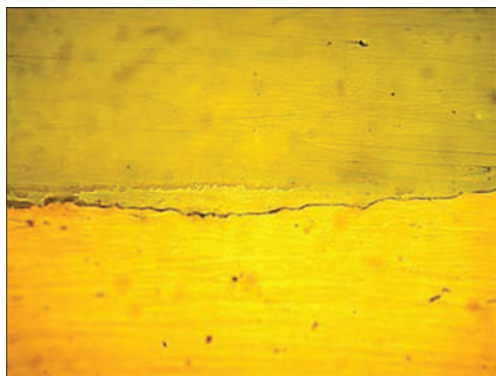


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) паяного соединения медь–никель (нетравленое состояние)

Измерение микротвердости в зоне паяного шва показало, что ее величина составляет 990...1480 МПа, а основного металла меди 602...713 МПа.

После травления стали 08Х18Н10 видно, что размер ее зерен уменьшается к границе с паяным швом от 40 (в основной части защитного покрытия) до 5...12 мкм. Микротвердость стали 08Х18Н10 у границы составляет 2480...2540 МПа, а остальной части — 2200...2280 МПа. Ширина шва составляет 60...80 мкм, диффузионная зона со стороны стали 08Х18Н10 составляет 10...50 мкм, таким образом, общая ширина переходной зоны этого паяного соединения находится в пределах 70...130 мкм.

При исследовании биметаллического соединения медь–никель на нетравленном шлифе при увеличении 500 поры и трещины не наблюдались. В зоне контакта никель — БрБ2 произошло взаимное растворение металлов (никеля и меди) с образованием области твердого раствора шириной 5...15 мкм (рис. 5).

На границе никеля со швом видна разрушившаяся, но не растворившаяся оксидная пленка никеля в виде прослоек, включений. После травления меди наблюдается паяный шов (БрБ2) шириной от 25 до 50 мкм (рис. 6). Микротвердость шва составляет 89 ± 20 МПа.

После электролитического травления в слое никеля наблюдаются зерна размером 100×80 мкм

с микротвердостью 1390 ± 200 МПа. Участок никеля, прилегающий к паяному шву, имеет зону перекристаллизации шириной до 25 мкм и размером зерна 7...15 мкм. Микротвердость этой зоны 2290 ± 150 МПа, что в 1,6 раза выше твердости никеля (рис. 6, б). Такое увеличение микротвердости связано с измельчением зерна в этой области.

Ширина паяного шва составляет 25...50 мкм, зона перекристаллизации со стороны никеля примерно 25 мкм. Таким образом, общая ширина переходной зоны этого паяного соединения находится в пределах 25...75 мкм. Более низкие показатели прочности на отрыв в образцах с покрытием из никеля по сравнению с образцами, покрытыми сталью 08Х18Н10, можно объяснить наличием на поверхности никеля и в шве частиц нерастворившейся оксидной пленки.

Оценивая в целом результаты приведенных выше экспериментальных исследований, можно констатировать, что качественное соединение медной пластины с защитным слоем способом АВП пока получено только для тонкого листа из стали 08Х18Н10. В этом соединении отсутствуют поры, трещины и надрывы, а предел прочности на отрыв листа стали 08Х18Н10 от меди в среднем достигает величины 300 МПа. Такое значение прочности практически в два раза превышает требования ГОСТа 10885–85, в котором регламентируются прочностные характеристики стальных биметаллов [8].

Кристаллизаторы МНЛЗ во время работы являются одними из наиболее теплонагруженных промышленных агрегатов, охлаждаемых водой. Величина удельного теплового потока, передаваемого от расплавленной стали к воде, в верхней части кристаллизатора в районе мениска жидкого металла может достигать $1,8 \text{ МВт/м}^2$. По мере удаления от зеркала металла эта величина уменьшается и в нижней части кристаллизатора не превышает $0,46 \text{ МВт/м}^2$.

Такое изменение величины удельного теплового потока обусловлено возникновением на его пути ниже жидкометаллического мениска дополнительного термического сопротивления, которое

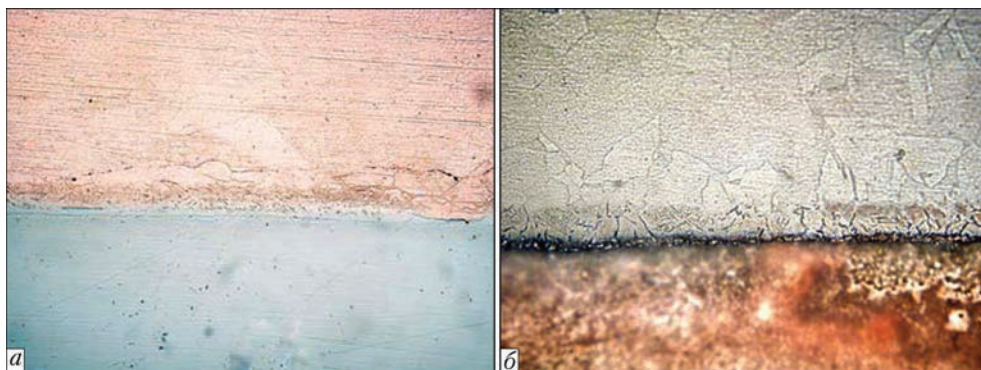


Рис. 6. Микроструктура паяного соединения медь–никель после травления: а — $\times 1000$; б — $\times 200$

образует затвердевающая корочка будущей заготовки. Кроме того, между этой корочкой и стенкой кристаллизатора возникает газовый зазор. Толщина этой корочки непрерывно возрастает и на выходе из кристаллизатора составляет 15...18 мм [9].

Защитное покрытие, наносимое на медную стенку в виде тонкого металлического листа, и паяный шов также являются дополнительным термическим сопротивлением на пути теплового потока. Однако защитный слой, наносимый на медную стенку кристаллизатора, оказывает влияние на процесс теплопередачи только в верхней части кристаллизатора в районе жидко-металлического мениска там, где практически отсутствует сплошная затвердевшая корочка будущей заготовки. Расчеты показывают, что защитное покрытие из стали 08X18H10T толщиной 1 мм снижает удельный тепловой поток в районе мениска не более, чем на семь процентов [9]. Так как площадь этой зоны значительно меньше площади стенок всего кристаллизатора, можно считать, что защитное покрытие, наносимое на медную стенку кристаллизатора способом АВП, практически не оказывает влияния на процесс теплопередачи всего агрегата.

Выводы

1. Экспериментально доказано, что способ АВП может быть применен для получения качественного соединения толстых медных плит с тонким листом стали 08X18H10.

2. Бездефектные паяные швы биметалла медь-сталь 08X18H10 с высокими механическими характеристиками получены с помощью фольги бронзы БрБ2, использованной в качестве припоя.

3. Способ АВП позволил получить предел прочности на отрыв тонкого листа стали

08X18H10 от медной плиты величиной 300 МПа, что выше требований ГОСТа для коррозионно-стойких стальных биметаллов.

4. Полученные результаты позволяют рекомендовать пайку в автономном вакууме для нанесения защитных покрытий на рабочие поверхности панелей кристаллизаторов МНЛЗ.

5. Защитное покрытие, наносимое способом АВП на медные стенки кристаллизатора, практически не оказывает влияния на процесс теплопередачи во всем агрегате.

1. Маркушин А. А. Радиальный слябовый кристаллизатор со щелевыми каналами и никелевым покрытием стенок / А. А. Маркушин, А. В. Куклев, М. Ю. Айзин. – М.: Металлургия, 2005. – 41 с.
2. Абрамович В. Р. Сварка плавлением меди и сплавов на медной основе / В. Р. Абрамович. – М.: Машиностроение, 1988. – 356 с.
3. Технология восстановительного ремонта слябовых кристаллизаторов МНЛЗ способом наплавки трением с перемешиванием / Ю. Н. Никитюк, Г. М. Григоренко, В. И. Зеленин [и др.] // Современная электрометаллургия. – 2013. – № 3. – С. 51–55.
4. Автовакуумная пайка как новый способ ремонта медных панелей кристаллизаторов МНЛЗ / Г. М. Григоренко, А. Л. Пузрин, М. Г. Атрошенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015. – № 9. – С. 48–53.
5. Масато Т. Кристаллизаторы установок непрерывной разливки стали от «Mashima kosan» / Т. Масато // Международный научно-практический семинар: Электроплакирование и термическое напыление. – Екатеринбург, 2009. – С. 20–24.
6. Коробов Ю. С. Повышение ресурсности металлургического оборудования с применением газотермического напыления / Ю. С. Коробов // Международный научно-практический семинар: Электроплакирование и термическое напыление. – Екатеринбург, 2009. – С. 56–71.
7. Кудинов В. М. Сварка взрывом в металлургии / В. М. Кудинов, А. Я. Коротеев; под ред. Э. С. Каракозова. – М.: Металлургия, 1978. – 168 с.
8. Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая (ОКП 09 950): ГОСТ 10885–85 [введен 01.07.86]: Минчермет СССР, 1986. – (Государственный комитет СССР по стандартизации).
9. Евтеев Д. П. Непрерывное литье стали / Д. П. Евтеев, И. Н. Колыбалов. – М.: Металлургия, 1984. – 197 с.

Поступила в редакцию 19.04.2016



VIII Международная конференция «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов»

11–15 сентября 2017 г., Одесса, отель «Курортный»
www.pwi-scientists.com/rus/ltwmp2017

Архив трудов конференции: www.patonpublishinghouse.com/eng/proceedings/ltwmp

ИНДУКЦИОННОЕ УСТРОЙСТВО ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ СВАРНЫХ СТЫКОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ РЕЛЬСОВ

Е. А. ПАНТЕЛЕЙМОНОВ, Р. С. ГУБАТЮК

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

Рассмотрены особенности конструкции индукционного устройства для термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов и приведены результаты его испытания. В устройстве использованы индукторы с магнитопроводами и согласующие трансформаторы, разработанные и изготовленные в ИЭС. Индукторы расположены друг против друга с боковых сторон рельса. Индуцирующий провод индуктора разделен на два параллельных проводника, которые повторяют форму поверхности рельса, охватывают часть поверхности катания, боковую грань головки, шейку и часть подошвы рельса с увеличенными воздушными зазорами в области шейки и перьев рельса. Магнитопроводы установлены над поверхностью катания головки, боковыми гранями головки, шейкой и нижней поверхностью подошвы рельса. Испытания индукционного устройства при частоте тока 2,4 кГц показали равномерное распределение температурного поля в сечении рельса и отсутствие перегрева перьев рельса. Нагрев зоны рельса шириной 50...55 мм до температуры 850...910 °С выполнен за время 140 с. Номинальная мощность источника питания 90 кВт. Библиогр. 7, рис. 4.

Ключевые слова: рельсы, сварные стыки рельсов, термическая обработка, индукционный нагрев, индукторы

Термическая обработка сварных стыков железнодорожных рельсов, выполненных контактной стыковой сваркой, применяется для достижения структурной зональной однородности после сварки, выравнивания твердости металла головки рельсов, устранения неблагоприятной эпюры внутренних остаточных напряжений металла сварного соединения [1, 2]. Процесс термической обработки включает нагрев зоны сварного стыка и последующую закалку поверхности катания головки рельса путем принудительного охлаждения воздушно-водяной смесью или сжатым воздухом. В настоящее время термическая обработка сварных стыков рельсов выполняется, преимущественно, на индукционных установках типа УИН-001 различной модификации. Основными элементами установки являются система индукторов, блок управления, закалочный блок и источник высокочастотного питания мощностью 100 кВт, частотой тока 8,0...16,0 кГц. Система индукторов включает два одинаковых электрически соединенных многовитковых индуктора без магнитопроводов. При термической обработке сварных стыков рельсов типа Р65 на установке УИН-001 температура нагрева составляет 850...950 °С, время нагрева 240 с со сварочного тепла и 360 с от цеховой температуры [3, 4].

Одним из путей повышения эффективности индукционного нагревательного оборудования для термической обработки сварных стыков рельсов является совершенствование конструкции индукторов. Задачей индукторов является

уменьшение времени нагрева сварных стыков для увеличения производительности технологических линий производства рельсовых плетей, обеспечение равномерного распределения температурного поля по сечению рельса, исключение перегрева элементов рельса.

Известно, что увеличению степени электромагнитной связи тока в индукторах с индуцируемыми в нагреваемой детали вихревыми токами, следовательно, повышению КПД и коэффициента мощности индукционной системы индуктор — деталь способствуют магнитопроводы [5, 6]. Применение магнитопроводов в индукторах позволит распределить передаваемую в сварной стык мощность с учетом различия масс металла головки, шейки и подошвы рельса, а также решить проблему нагрева центра головки и места перехода подошвы в шейку рельса, вследствие особенностей нагрева токами высокой частоты деталей сложной формы.

В настоящей работе описаны особенности конструкции индукторов и приведены результаты испытания индукционного устройства для термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов. В устройстве использованы индукторы с магнитопроводами и согласующие трансформаторы, разработанные и изготовленные в ИЭС. Номинальная частота тока 2,4 кГц.

Индукционное устройство (рис. 1) состоит из индукторов 1 и 2 идентичной конструкции. Индукторы расположены друг против друга с боковых сторон рельса 3. Индуцирующий провод индуктора разделен на два параллельных проводника, повторяет форму поверхности рельса и

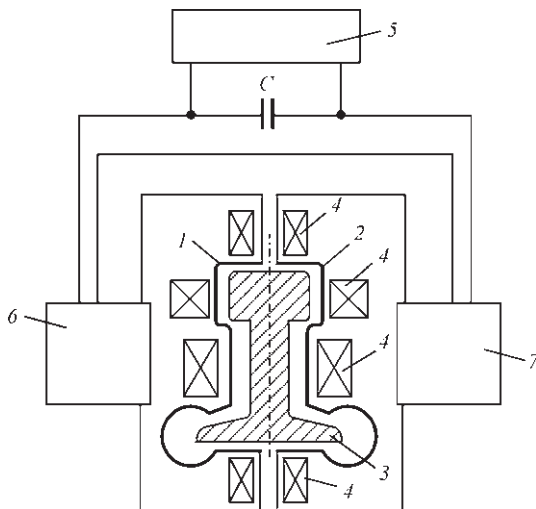


Рис. 1. Схема индукционного устройства (описание 1–7 см. в тексте)

охватывает часть поверхности катания, боковую грань головки, шейку и часть подошвы рельса с увеличенными воздушными зазорами в области шейки и перьев рельса. Токоведущие шины индукторов над поверхностью катания головки снабжены каналами для прохождения луча пирометра. Магнитопроводы 4 различной длины установлены над поверхностью катания головки, боковыми гранями головки, шейкой и нижней поверхностью подошвы рельса [7]. Для подключения индукторов к тиристорному преобразователю частоты 5 использованы согласующие трансформаторы 6 и 7.

Эффективность индукционного устройства исследовали при нагреве зоны рельса типа Р65. Для измерения температуры на поверхности катания головки рельса использовали инфракрасный пирометр Optris CSLT15. Расстояние от пирометра до поверхности катания 130 мм. Температуру металла в сечении рельса контролировали хромель-алюмелевыми термоэлектрическими преобразователями ТП1...ТП9 (ТП1 — по оси симметрии на глубине 20 мм от поверхности катания; ТП2, ТП3, ТП5 — по оси симметрии на расстоянии соответственно 120, 20 и 50 мм от нижней поверхности подошвы; ТП4, ТП8 — на глубине 10 мм от нижней поверхности подош-

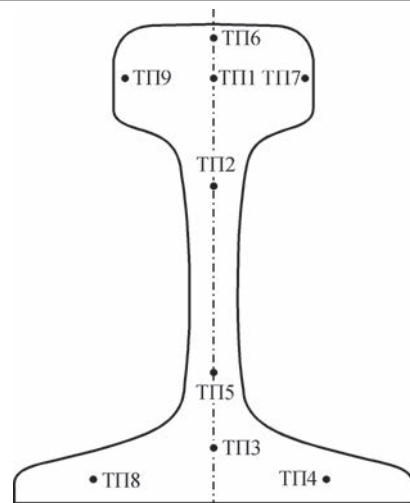


Рис. 2. Схема размещения термоэлектрических преобразователей ТП1...ТП9 в сечение рельса (обозначения см. в тексте)

вы и 32 мм от краев перьев; ТП6 — по оси симметрии на глубине 3 мм от поверхности катания; ТП7, ТП9 — по центру боковых граней на глубине 3 мм) (рис. 2).

Испытания индукционного устройства показали, что нагрев зоны рельса от температуры 20 °С до температуры на поверхности катания головки 850 °С (рис. 3, а) выполнен за время 60 с. Номинальная мощность преобразователя частоты 90 кВт. Ширина зоны термического влияния 50...55 мм. Скорость нагрева поверхности катания головки до температуры точки магнитных превращений порядка 17,5 °С/с. По мере потери металлом магнитных свойств и увеличения глубины проникновения тока скорость нагрева на поверхности катания головки уменьшилась до 1 °С/с. При нагреве зоны рельса от температуры 250 °С до температуры на поверхности катания головки 850 °С (рис. 3, б) и номинальной мощности преобразователя частоты 90 кВт, время нагрева уменьшилось до 40 с. Нагрев зоны рельса от температуры 250 °С моделировал процесс термической обработки сварных стыков рельсов со сварочного тепла в технологических линиях производства рельсовых плетей.

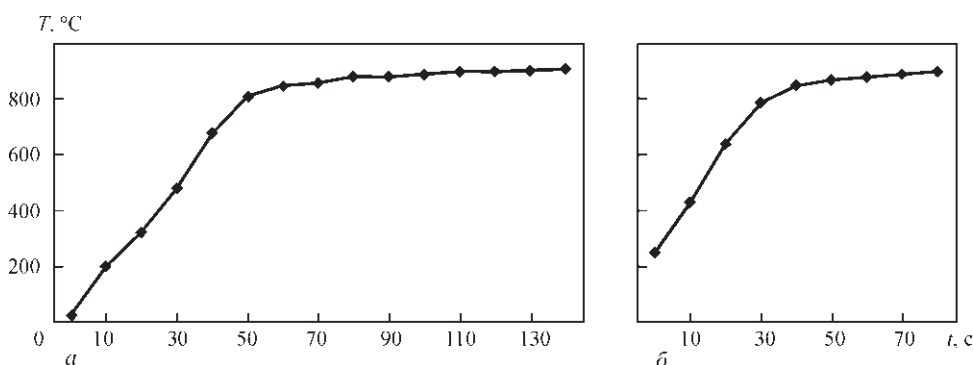


Рис. 3. Временные зависимости температуры на поверхности катания головки рельса при нагреве зоны рельса от 20 (а) и от 250 °С (б)

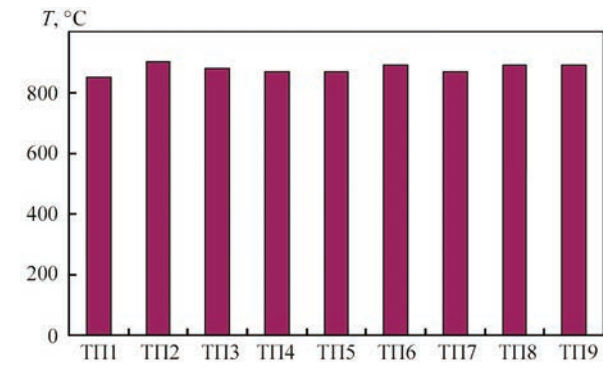


Рис. 4. Гистограмма температуры в точках сечения рельса за время нагрева 140 с

При нагреве зоны рельса от температуры 20 °С продолжительностью 140 с, распределение температурного поля в сечение рельса отражают зависимости, приведенные на рис. 4. Температура боковых граней головки 870...890 °С (ТП7, ТП9), шейки 870...890 °С (ТП2, ТП5), на глубине 20 мм от нижней поверхности подошвы по оси симметрии рельса 880 °С (ТП3), подошвы рельса 870...890 °С (ТП4, ТП8). Время выдержки поверхности катания головки при температуре выше 850 °С около 80 с. Перепад температуры между поверхностью катания (рис. 3, а) и центром головки (ТП1, рис. 4), не более 50...60 °С. Перегрев перьев рельса отсутствовал. Температура в месте перехода подошвы в шейку рельса 880...890 °С (ТП3, ТП5).

Выводы

1. В индукционном устройстве для термической обработки сварных стыков рельсов использованы индукторы с магнитопроводами и согласующие

трансформаторы, разработанные и изготовленные в ИЭС. Индукторы отличаются конструкцией индуктирующего провода и расположением магнитопроводов относительно элементов рельса.

2. В процессе испытания индукционного устройства при частоте тока 2,4 кГц достигнуты равномерное распределение температурного поля в сечение рельса и отсутствие перегрева перьев рельса. Нагрев зоны рельса шириной 50...55 мм до температуры 850...910 °С выполнен за время 140 с. Номинальная мощность источника питания 90 кВт. Следует отметить снижение времени нагрева по сравнению с установками ИТТЗ-250/2,4 и УИН-001, которые применяются для термической обработки сварных стыков рельсов в путевых и цеховых условиях.

- 1. Генкин И. З. Термическая обработка стыков рельсов на индукционных установках / И. З. Генкин // Автоматическая сварка. – 2003. – № 9. – С. 41–44.
- 2. Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева / Д. К. Нестеров, В. Е. Сапожков, Н. Ф. Левченко [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1990. – № 8. – С. 30–34.
- 3. Дифференцированная закалка сварных стыков рельсов / В. А. Резанов, В. М. Федин, А. В. Башлыков [и др.] // Вестник ВНИИЖТ. – 2013. – № 2. – С. 28–33.
- 4. Федин В. М. Создание нового технологического оборудования для восстановления старогодных рельсов / В. М. Федин // Вестник ВНИИЖТ. – 2005. – № 4. – С. 22–25.
- 5. Слухоцкий А. Е. Индукторы для индукционного нагрева / А. Е. Слухоцкий, С. Г. Рыскин. – Л.: Энергия, 1974. – 264 с.
- 6. Расчет индуктора с магнитопроводом для нагрева плоских поверхностей / А. С. Письменный, Е. А. Пантелеймонов, А. С. Прокофьев [и др.] // Автоматическая сварка. – 2000. – № 11. – С. 39–43.
- 7. Пат. 109123 UA. МПК С 21D1/10. Индукционное устройство для термической обработки сварных стыков железнодорожных рельсов / Е. А. Пантелеймонов. – Опубл. 10.08.2016 г., Бюл. № 15.

Поступила в редакцию 04.06.2016

ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВЫЕ ПУШКИ «ПАТОН-300»

Электронно-лучевые установки оснащены разработанными в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины аксиальными электронно-лучевыми пушками «Патон-300» номинальной мощностью 300 кВт.

Электронно-лучевые пушки «Патон-300» представляют собой электронно-лучевые нагреватели аксиального типа с вольфрамовым катодом. Каждая пушка оснащена индивидуальной системой откачки, которая позволяет стабилизировать работу электронно-лучевой пушки в условиях интенсивного выделения газов в процессе выплавки слитков из первичных шихтовых материалов.

Технические характеристики электронно-лучевой пушки «Патон-300»

Показатель	Значение
Номинальная мощность, кВт	300
Ускоряющее напряжение, кВ	30
Максимальная сила тока, А	10
Угол отклонения пучка от оси электронно-лучевой пушки, град.	0–35
Габаритные размеры, мм:	
высота	1217
диаметр	340
по фланцу вакуумной системы	410
Масса, кг	170

Электронно-лучевые пушки «Патон-300»

УДК 621.791.793

УСТАНОВКА АШ115М2 ДЛЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКИ ВЕРТИКАЛЬНЫХ, НАКЛОННЫХ И КРИВОЛИНЕЙНЫХ СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Г. В. ЖУК¹, А. В. СЕМЕНЕНКО¹, С. И. ВЕЛИКИЙ¹, И. И. ЛЫЧКО², С. М. КОЗУЛИН², Анат. В. СТЕПАХНО³

¹ГП «ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины», г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 15.

E-mail: dktbpaton@gmail.com

²ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

³ЧАО «ОЗСО им. Е. О. Патона». 03045, г. Киев, ул. Новопироговская, 66. E-mail: info@paton-ozso.com

Описаны конструктивные особенности современной установки для электрошлаковой сварки вертикальных, наклонных и криволинейных стыковых соединений. С ее помощью обеспечивается изготовление уникальных металлоемких изделий. Библиогр. 5, рис. 2.

Ключевые слова: электрошлаковая сварка, установка, вертикальные и криволинейные соединения, система управления, механизм ходовой, направляющий рельс, приводные тележки

В мае 2016 г. специалистами ГП «ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины» [1] и ЧАО «ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона» (г. Киев) [2] на металлургическом предприятии были внедрены две электрошлаковые установки АШ115М2 (рис. 1, 2).

На данный момент электрошлаковый способ сварки не является столь распространенным как, например, сварка под флюсом или в защитных газах.

Он применяется при изготовлении уникальных металлоемких изделий, которые не изготавливаются массово. Ведущие зарубежные производители сварочного оборудования в своих каталогах не предлагают установок для электрошлаковой сварки, поэтому сложно сказать занимаются ли они созданием подобного оборудования. Производителей современного электрошлакового оборудования на территории стран СНГ нет. Предлагают-



Рис. 1. Сварка опорного полукольца конвертора

© Г. В. Жук, А. В. Семененко, С. И. Великий, И. И. Лычко, С. М. Козулин, Анат. В. Степахно, 2016

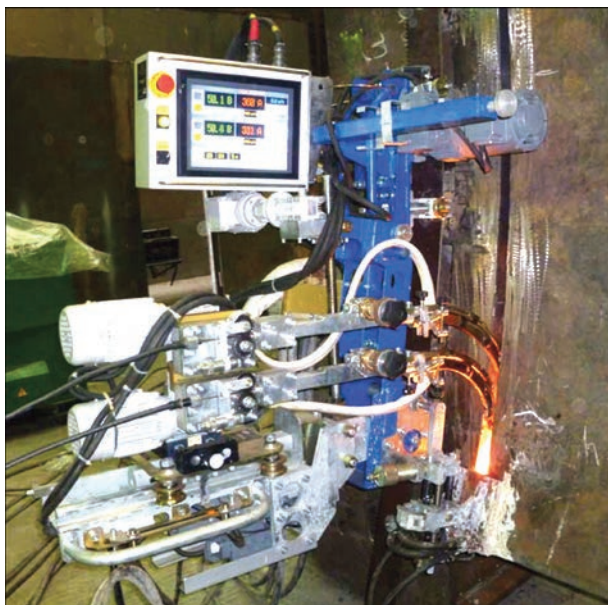


Рис. 2. Внешний вид аппарата АШ115М2

ся лишь известные аппараты, такие как А-535 и АД-381.

Новые установки АШ115М2 предназначены для электрошлаковой сварки вертикальных, наклонных и криволинейных стыковых соединений с радиусом кривизны $R > 4000$ мм и углом наклона от горизонтали $\pm 25^\circ$, а также стыковых соединений листовых конструкций с односторонним принудительным формированием шва.

Установка АШ115М2 включает:

- электрошлаковый аппарат с пультом управления — 1 шт.;
- направляющий рельс с подставками — 1 комплект;
- рама с катушкой для электродной проволоки — 2 шт.;
- шкаф управления — 1 шт.;
- источники сварочного тока — 2 шт.

Электрошлаковый аппарат с пультом управления — это монтажный самоходный аппарат тяжелого типа, укомплектованный всеми необходимыми механическими и электромеханическими корректорами, а также датчиками для выполнения сварных швов высокого качества. Он спроектирован таким образом, что его можно разобрать на четыре основные составные части, которые легко и быстро монтируются между собой. Это механизм ходовой, подвеска, колебатель и пульт управления.

Механизм ходовой снабжен специальными прижимами-роликами (они же выполняют роль колес на приводной тележке), которые позволяют крепить и снимать его в любой части направляющего рельса без разборки аппарата. Эта конструкция значительно облегчает сварщикам крепление аппарата на направляющем рельсе в монтажных условиях и снятие его по окончании работ. Ранее

во всех аппаратах приводные тележки крепились и снимались с начала или конца направляющего рельса. Это увеличивало время монтажа аппарата и доставляло массу неудобств оператору.

Благодаря новому механизму поворота аппарат позволяет выполнять неповоротные кольцевые стыковые соединения, в ходе которых сварщик-оператор меняет пространственное положение мундштуков.

Направляющий рельс — гибкая полоса из пружинной стали с эвольвентой зубчатой рейки на торце. Состоит из нескольких частей, стыкуемых между собой (длина регламентируется длиной свариваемого шва). Рельс крепится на подставки, которые привариваются к изделию при помощи монтажных швов.

Рамы с катушкой для электродной проволоки (в количестве двух штук) размещаются отдельно вблизи аппарата. Во избежание резких перегибов каналов подачи проволоки при выполнении швов большой протяженности необходимо предусматривать подъемную площадку для подъема кассет со сварочной проволокой и сварщика-оператора.

Для управления технологическим процессом электрошлаковой сварки изделий разработана система СУ331, которая обеспечивает управление всеми механизмами аппарата и двумя сварочными источниками ВДУ-1202П.

Система СУ331 построена на базе программируемого контроллера типа CJ1M фирмы Omron (Япония). Для управления асинхронными электродвигателями аппарата применены современные частотные инверторы типа Omron V1000.

Технические характеристики установки АШ115М2

Толщина свариваемых изделий, мм	80...200
Диаметр электродной проволоки, мм	3
Количество электродных проволок, шт.	2
Скорость подачи электродной проволоки, не более, м/ч	250
Номинальный сварочный ток на один электрод (при ПВ 100%), А	1000
Номинальное напряжение и частота питающей сети	380 В, 50 Гц
Скорость маршевого перемещения, не более, м/ч	10
Скорость сварки, м/ч	0,4...6,0
Скорость поперечных колебаний, м/ч	20...75
Продолжительность остановки мундштука у края ванны, с	1...9
Регулируемое расстояние между электродами, мм	50...150
Размах колебаний, не более, мм	100
Пределы регулирования «сухого» вылета электродов, мм	40...120
Пределы регулирования угла наклона электродов к зеркалу шлаковой ванны	$\pm 25^\circ$
Расход воды (цеховая сеть) на охлаждение ползуна, л/мин	25
Корректировка мундштуков поперек зазора, мм	± 20
Поперечная корректировка ползуна, мм	± 25

Особое внимание при разработке системы управления было уделено эргономике и удобству работы оператора.

Удобный пульт управления с цветным сенсорным дисплеем типа Omron NS12 позволяет оператору контролировать и задавать параметры сварки, а также управлять работой механизмов установки. Кроме отображения цифровых приборов, органов управления и датчиков, на дисплей выводятся технологические и аварийные сообщения о нештатных ситуациях.

В качестве источников сварочного тока в комплект установки вошли сварочные выпрямители ВДУ-1202П производства ЧАО «ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона».

При выполнении проектных работ* был учтен весь многолетний опыт создания подобных аппаратов конструкторами ГП «ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ», а также применены современные

комплектующие изделия ведущих мировых производителей [3–5]. В связи с этим можно утверждать, что установка АШ115М2 вобрала в себя все самое лучшее, что сейчас есть в области электрошлаковой сварки и сварочной аппаратуры.

** В работе принимали участие А. К. Полищук, М. И. Дубовой, В. Д. Ковалев, П. А. Панухник, М. А. Стрельников.*

1. www.oktb-paton.org.ua
2. www.paton.ua
3. Электрошлаковая сварка и наплавка / Под ред. Б. Е. Патона. – М.: Машиностроение, 1980. – 511 с.
4. Электрошлаковая сварка. Итоги, проблемы и перспективы развития / Б. Е. Патон, Д. А. Дудко, К. А. Ющенко [и др.] // Автоматическая сварка. – 1987. – № 5. – С. 32–42.
5. Yushchenko K. A. Effective techniques of electroslog welding and prospects for their application in welding production / K. A. Yushchenko, I. I. Lychko, I. I. Sushchuk-Slyusarenko // Welding and Surfacing Reviews. – 1999. – Vol. 12. – 108 p.

Поступила в редакцию 26.09.2016

»» Современные стационарные и мобильные рельсосварочные машины отличает:

- » высокая производительность (время сварки рельсов максимального сечения не превышает 70...120 с);
- » высокая точность центровки свариваемых рельсов;
- » автоматическая система удаления грата;
- » компьютеризованная система управления процессом сварки и регистрации параметров с выдачей заключения о качестве сваренных стыков



Машина K1100



Машина K922-1



Машина K930 для сварки рельсов с натяжением бесконечной длины

Мобильные рельсосварочные комплексы, на базе разработанных в ИЭС им. Е.О.Патона машин, выпускаемые КЗЭСО, представляют собой самоходные установки, которые могут передвигаться на рельсовом ходу или на комбинированном ходу, позволяющем перемещаться как по рельсам, так и по шоссейным и грунтовым дорогам.



Комплекс КРС



Комплекс КСМ

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ МИКРОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ TiO_2 НА СТЕПЕНЬ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ НАПЫЛЯЕМОГО МАТЕРИАЛА

Ю. С. БОРИСОВ, С. Г. ВОЙНАРОВИЧ, А. Н. КИСЛИЦА, С. Н. КАЛЮЖНЫЙ

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

В работе проведено исследование степени влияния технологических параметров микроплазменного напыления на коэффициент использования материала в процессе формирования резистивного покрытия из диоксида титана. Исследования проводились с применением многофакторного эксперимента с дробными репликами 2^{4-1} . В результате обработки экспериментальных данных было получено уравнение регрессии, которое позволяет оценить степень влияния параметров микроплазменного напыления, таких как ток, дистанция напыления, расход плазмообразующего газа и порошка на величину коэффициента использования материала. Установлено, что наиболее весомое влияние на него оказывает значение тока. В процессе исследования показано, что подбор параметров режима микроплазменного напыления резистивных дорожек из порошка TiO_2 позволит минимизировать потери материала. Библиогр. 4, табл. 2.

Ключевые слова: микроплазменное напыление, TiO_2 , коэффициент использования материала, резистивный нагревательный элемент

В процессе изготовления плоских низкотемпературных резистивных нагревательных элементов (РНЭ) все более широкое применение находят технологии газотермического напыления (ГТН) [1, 2]. Такие РНЭ представляют собой многослойные термостойкие покрытия, состоящие из изоляционного и проводящего слоя, которые могут формироваться непосредственно на нагреваемой металлической поверхности. РНЭ данного вида обладают преимуществом сниженной температуры в проводящем слое, позволяющей повысить их электробезопасность, а также экономичностью и увеличенным сроком службы [3].

Однако в процессе получения малоразмерных РНЭ методами ГТН возникают потери напыляемого материала, которые состоят из потерь на разбрызгивание, отскок напыляемых частиц, а также из-за геометрического фактора. Потери, связанные с геометрическим фактором при традиционном плазменно-дуговом напылении, обусловлены размером диаметра пятна напыления 20...25 мм, который в несколько раз превышает ширину резистивной дорожки 3...5 мм. Потери материала на разбрызгивание и отскок возможно охарактеризовать коэффициентом использования материала (КИМ). Данный параметр не только показывает экономичность процесса, но и используется как параметр оптимизации.

Повышение степени использования напыляемого материала в условиях нанесения резистивных дорожек может быть достигнуто путем применения технологии микроплазменного напыления (МПН) благодаря небольшому диаметру пятна напыления

(3...5 мм). Кроме того, данная технология оказывает минимальное термическое влияние на подложку, что обеспечивает получение покрытия на тонкостенных деталях без их деформации [4].

Цель данной работы заключалась в определении потерь напыляемого материала на разбрызгивание и отскок, а также исследовании степени влияния на КИМ основных параметров процесса МПН, таких как ток I , А, дистанция напыления H , мм, расход плазмообразующего газа $G_{\text{пл}}$, л/мин и порошка $P_{\text{пор}}$, г/мин.

Исследования проводились с применением метода математического планирования (многофакторный эксперимент с дробными репликами 2^{4-1}). Интервалы варьирования значения параметров процесса микроплазменного нанесения и результаты эксперимента по определению КИМ при микроплазменном напылении порошка TiO_2 на пластину приведены в табл. 1, 2.

Для определения КИМ использовались плоские образцы из стали марки Ст.3 диаметром 20 мм и толщиной 1 мм. Перед напылением на аналитических весах ВЛР-200 с точностью до 10^{-5} г определялась масса образца без покрытия. Затем в течение 15 с проводили напыление покрытия на установке микроплазменного напыления МПН-004 при неподвижном положении плазмотрона порошком TiO_2 фирмы «Metachim» с размером частиц порошка 15...40 мкм, на режимах согласно плану эксперимента с применением метода математического планирования.

Массу покрытия $m_{\text{пок}}$ рассчитывали как разницу масс образца после напыления и до напыления.

Таблица 1. Интервалы варьирования параметров процесса МПН

Уровни варьирования	Факторы			
	I , А	$G_{пл}$, л/мин	H , мм	$P_{пор}$, г/мин
Верхний уровень +	45	2	160	1,8
Нижний уровень -	35	1	80	0,6
Основной уровень 0	40	1,5	120	0,8
Интервалы варьирования	5	0,5	40	0,4

Расход порошка $m_{пор}$ определяли перед каждым экспериментом взвешиванием количества порошка, подаваемого дозатором за 15 с.

Коэффициент использования материала находили по формуле

$$КИМ = \frac{m_{покр}}{m_{пор}} \cdot 100\%.$$

В результате математической обработки полученных данных эксперимента, приведенных в табл. 2, было рассчитано уравнение регрессии для КИМ, которое имеет следующий вид:

$$КИМ = 15,75 + 1,45I + 0,35G_{пл} - 0,39375H + 7,5P_{пор}.$$

Сравнение экспериментальных результатов, полученных при использовании уравнения регрессии, с расчетными показывает их хорошую сходимость, что свидетельствует об адекватности использованной модели (см. табл. 2). Полученное уравнение регрессии позволяет оценить влияние каждого параметра МПН на величину КИМ. В случае увеличения тока КИМ повышается за счет возрастания температуры плазменной струи и более высокого тепловложения в нагрев частиц порошка. Данный технологический параметр при МПН оказывает наибольшее влияние на КИМ.

С повышением расхода газа происходит снижение КИМ. Это объясняется тем, что при увеличении расхода газа не только снижается температура плазменной струи, но и возрастает ее скорость. Увеличение скорости истечения плазменной струи вызывает увеличение скорости частиц напыляемого материала, что в свою очередь, сокращает время их пребывания в высокотемпературной зоне плазменной струи и ведет к снижению степени их нагрева.

При увеличении дистанции напыления наблюдается снижение КИМ, что связано с частичным остыванием напыляемых частиц и переходом их в твердое состояние при подлете к основе.

Из данных значения КИМ, приведенных в табл. 2, следует, что при микроплазменном напылении резистивного материала TiO_2 максимальная степень полезного использования напыляемого материала достигается на режиме № 2 и составляет 89 %. На данном режиме МПН энтальпия плазменной струи достигает 6,6 кВт·ч/м³, что позволя-

Таблица 2. Значения параметров МПН и результаты эксперимента по определению КИМ

Номер режима	I , А	$G_{пл}$, л/ч	H , мм	$P_{пор}$, г/мин	КИМ, %	
					Экспериментальный	Расчетный
1	45	120	160	1.8	75	74
2	45	120	80	0.6	89	96
3	45	60	160	0.6	44	44
4	45	60	80	1.8	78	84
5	35	120	160	0.6	47	50
6	35	120	80	1.8	88	91
7	35	60	160	1.8	28	38
8	35	60	80	0.6	65	61
9	40	90	120	0,8	68	64

ет разогреть частицы до температуры плавления и при минимальном значении дистанции напыления 80 мм обеспечить взаимодействие частиц с подложкой в расплавленном состоянии.

Выводы

1. Проведена оценка влияния параметров МПН, таких как ток, расход плазмообразующего газа, дистанция напыления, расход порошка на коэффициент использования материала в процессе напыления покрытия из TiO_2 . Установлено, что наиболее весомое влияние на коэффициент использования материала при МПН оказывает ток, с увеличением значения данного параметра возрастает температура плазменной струи, что способствует большему тепловложению в нагрев частиц порошка.

2. Установлено, что при микроплазменном напылении резистивного материала TiO_2 максимальная степень полезного использования напыляемого материала составляет 89 %, при энтальпии плазменной струи 6,6 кВт·ч/м³, что позволяет разогреть частицы до температуры плавления и обеспечить взаимодействие частиц с подложкой в расплавленном состоянии при минимальном значении дистанции напыления 80 мм.

1. Создание низкотемпературного нагревателя методом плазменного напыления / А. С. Аньшаков, А. М. Казанов, Э. К. Урбах [и др.] // Физика и химия обработки материалов. – 1998. – № 3. – С. 56–61.
2. Пат. 2066514 РФ Н 05 В 3/12. Способ изготовления резистивного нагревательного элемента / Д. И. Бакланов, И. Н. Беляйков, А. М. Вирник [и др.]; заяв. патентообл. Научно-исследовательский центр прикладных проблем электродинамики Объединенного института высоких температур РАН; заявл. 14.09.1993. – Опубл. 10.09.1996 г.
3. Плазменное нанесение резистивных слоев ленточного электронагревателя / А. А. Ершов, Э. К. Урбах, В. А. Фалеев [и др.] // Физика низкотемпературной плазмы: Материалы конференции. – Петрозаводск: ПГУ, 1995 – Ч. 3. С. 409–411.
4. Изготовление резистивного электронагревателя способом микроплазменного напыления / Ю. С. Борисов, С. Г. Войнарович, А. Н. Кислица [и др.] // Автоматическая сварка. – 2013. – № 9. – С. 52–53.

Поступила в редакцию 06.06.2016

ВСЕУКРАИНСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «СОВРЕМЕННЫЕ ПРОБЛЕМЫ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ. УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПОДГОТОВКИ КАДРОВ»

15–16 сентября 2016 г. была проведена Всеукраинская конференция «Современные проблемы сварки и родственных технологий. Усовершенствование подготовки кадров», посвященная 70-летию кафедры оборудования и технологии сварочного производства (ОиТСП) Государственного высшего учебного заведения (ГВУЗ) «Приазовский государственный технический университет (ПГТУ)» (г. Мариуполь, Донецкая обл., Украина).

Конференция проходила при поддержке и активном участии предприятий ОАО «Металлургический комбинат «Азовсталь», ОАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича», ОАО «Азовмаш», ОАО «Молдавский металлургический завод» (г. Рыбница, Молдова), ОАО «Метинвест-Промсервис», а также Беларусско-Российского университета (Беларусь).

В конференции приняли участие представители ведущих университетов страны и специалисты предприятий города.

К началу работы конференции вышел в свет очередной номер журнала «Автоматическая сварка», № 9 за 2016 г., в котором в виде статей представлены последние научные разработки ученых кафедры ОиТСП и статья, посвященная истории развития кафедры. Был издан также сборник тезисов, включающий информацию о 47 докладах, среди которых: «Анализ преимуществ и недостатков серийных видов оборудования для сварки легких металлов», д-р техн. наук, проф., зав. каф. ОиТСП Государственной машиностроительной академии *Н. А. Макаренко*; «Микроструктура сварного соединения при сварке шин токопроводов», заместителя начальника центрального диспетчерского отдела ПАО «Запорожтрансформатор» *Ю. А. Калинина*; «Исследование влияния термической обработки на коррозионную стойкость сварных металлоустройств из аустенитных сталей AISI 304 и AISI 316» канд. техн. наук, доц. ГВУЗ «ПГТУ» *Н. А. Солидор*.

Открыл конференцию проректор по научной работе ГВУЗ «ПГТУ» *И. А. Ленцов*, который пожелал участникам дальнейших научных успехов, внедрения разработок на международном уровне.

Директор Института металлургии и сварки ГВУЗ «ПГТУ», научный руководитель кафедры ОиТСП, профессор, академик ВШ, д-р техн. наук

В. А. Роянов рассказал об истории кафедры, отметил выдающихся выпускников и их вклад в развитие кафедры, университета в целом.

Участниками были заслушаны более 30 докладов.

Доцент, канд. техн. наук *М. В. Агеева* (Донбасская государственная машиностроительная академия (ДГМА), г. Краматорск) акцентировала внимание на творческих связях кафедр ДГМА г. Краматорска и ГВУЗ «ПГТУ» г. Мариуполя при выполнении совместных научных разработок возможности их внедрения на машиностроительных предприятиях обоих городов.

Представитель ОАО «Азовмаш» канд. техн. наук *П. В. Коросташевский* осветил особенности технологии изготовления обечаек котлов железнодорожных вагонов-цистерн, не требующей переналадки оборудования, способной относительно легко адаптироваться в поточно-механизированные линии, обладающей достаточной универсальностью.

Профессор кафедры ОиТСП ГВУЗ «ПГТУ», д-р. техн. наук, академик ВШ, проф. *А. Д. Размишляев* представил доклад о влиянии магнитного управления на эффективность процесса дуговой сварки ферромагнитных материалов, а также о новом методе расчета индукции в зоне сварочной ванны и об оптимизации конструкции устройства.

Представитель кафедры МиТСП ГВУЗ «ПГТУ», д-р. техн. наук *С. В. Щетинин* представил разработанный энергосберегающий процесс высокоскоростной наплавки, который применяется для восстановления опорных роликов на предприятиях города.

Доценты кафедры ОиТСП ГВУЗ «ПГТУ» *В. П. Иванов* и *Е. В. Лаврова* рассказали о разработанном программном обеспечении, оборудовании и системе управления, позволяющих управлять формированием наплавленного слоя при изменении параметров технологического процесса наплавки.

Профессор кафедры ОиТСП ГВУЗ «ПГТУ», д-р. техн. наук *В. Н. Матвиенко* представил сравнительную оценку эффективности проплавления основного металла при наплавке ленточными электродами различного состава.



На конференции присутствовали студенты факультета, которые приняли участие в обсуждении докладов и высказали пожелание принимать участие в научных разработках кафедр ГВУЗ «ПГТУ».

Участники конференции поздравили с 75-летним юбилеем директора Института металлургии и сварки ГВУЗ «ПГТУ», научного руководителя кафедры ОиТСП В. А. Роянова.

А. Д. Размышляев, д-р техн. наук



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

С 19 по 23 сентября 2016 г. в Одессе на базе отеля «Курортный» была проведена VIII Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах» — MMITWRP-2016.

Организаторами конференции выступили Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и Международная Ассоциация «Сварка».

Инициатором проведения конференций по математическому моделированию в сварке был академик В. И. Махненко (1931–2013 гг.) и, начиная с 2002 г., эта конференция стала традиционной, привлекающей каждые два года специалистов, работающих в области математического моделирования физических процессов при сварке из разных стран мира.

В работе конференции, которая проходила в виде сессий пленарных и стендовых докладов, приняли участие 45 ученых и специалистов из Украины, Израиля и Китая, а также заочно — специалисты из Грузии, Германии, Сербии, Эстонии и Чехии.

Открыл конференцию академик НАН Украины И. В. Кривцун, который в своем выступлении обозначил проблемы, возможности и задачи математического моделирования в области сварки и родственных процессов.

В докладе А. С. Миленина «Научное наследие академика НАН Украины В. И. Махненко» отмечалось, что под руководством В. И. Махненко было подготовлено 2 доктора и более 25 кандидатов технических наук, многие из которых сейчас являются ведущими специалистами в своих областях как в Украине, так и за рубежом, что позволяет утверждать, что научная школа академика В. И. Махненко состоялась, а результаты, которые он получил, сейчас являются фундаментом дальнейшего успешного развития сварочной науки.

Интересный доклад представил проф. М. И. Зиниград из университета г. Ариэль (Израиль), в котором были представлены результаты математического моделирования высокотемпературных металлургических процессов.

Теоретическому анализу физических процессов, протекающих при дуговой и гибридной сварке, был посвящен ряд докладов И. В. Кривцуна с коллегами из Украины, Германии и Китая.

Были заслушаны также четыре доклада по применению сварочных технологий в медицине.

Отметим некоторые из докладов, которые дают представление о затрагиваемых на конференции проблемах (с полным перечнем докладов можно ознакомиться на сайте конференции www.pwiscientists.com/rus/mmi2016):



– «Численный анализ характеристик плазмы сжатой и свободнотокующей дуги с тугоплавким катодом» (И. В. Кривцун, И. В. Крикент, В. Ф. Демченко, ИЭС им. Е. О. Патона, Днепродзержинский гос. техн. ун-т);

– «Силовое взаимодействие тока дуги с собственным магнитным полем при сварке неплавящимся электродом» (В. Ф. Демченко, И. В. Кривцун, И. В. Крикент, В. М. Абдулах, ИЭС им. Е. О. Патона, Днепродзержинский гос. техн. ун-т);

– «Методика восстановления распределения плотности электрического тока в анодном пятне дуги с тугоплавким катодом по экспериментальным данным, полученным методом разрезного анода» (И. В. Кривцун, В. Ф. Демченко, А. В. Лихошва, В. Н. Сидорец, Д. В. Коваленко, И. В. Коваленко, А. Г. Павлов, У. Бойи, ИЭС им. Е. О. Патона; Гуандунский институт сварки (Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона), г. Гуанчжоу, Китай);

– «Влияние импульсной модуляции сварочного тока на характеристики дуговой плазмы и проплавленную способность дуги при ТИГ сварке» (В. Ф. Демченко, И. В. Кривцун, И. В. Крикент, У. Бойи, Д. В. Коваленко, ИЭС им. Е. О. Патона, Днепродзержинский гос. техн. ун-т, Гуандунский институт сварки (Китайско-украинский институт сварки им. Е. О. Патона), г. Гуанчжоу, Китай);

– «Взаимодействие сфокусированного излучения CO₂-лазера с плазмой столба и анодной области сжатой дуги» (И. В. Кривцун, И. В. Крикент, В. Ф. Демченко, А. Забиров, ИЭС им. Е. О. Патона, Днепродзержинский гос. техн. ун-т, Институт сварки и соединения материалов, Аахенский университет, Германия);

– «Определение остаточных технологических напряжений в зоне сварных кольцевых соединений обечайки корпуса реактора ВВЭР-1000» (О. В. Махненко, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Ро-

зынка, Н. И. Пивторак, Е. М. Савицкая, Г. Ю. Сапрыкина, ИЭС им. Е. О. Патона);

– «Численное прогнозирование процессов зарождения и развития докритической поврежденности металла ответственных сварных трубопроводных элементов при статических и усталостных нагрузках» (А. С. Миленин, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, ИЭС им. Е. О. Патона);

– «Численный анализ склонности пластин разной толщины из сплава на основе γ-алюминид титана к холодному растрескиванию при электронно-лучевой сварке» (А. С. Миленин, Е. А. Великоиваненко, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, Э. Л. Вржижевский, ИЭС им. Е. О. Патона);

– «Компьютерное моделирование особенностей ЭШП слитков массой до 300 т на шестиэлектродной бифилярной печи» (Е. А. Волченков, А. П. Стовпченко, Л. Б. Медовар, В. Л. Петренко, Л. Джонгли, Ч. Янг, ИЭС им. Е. О. Патона, «Элмет-Рол», г. Киев, Украина, Yantai Taihai Manoir Nuclear Equipment (ТНМ), Китай);

– «Модель непрерывной разливки заготовок рельсовых сталей комбинированным процессом МНЛЗ+ЭШП» (Е. А. Педченко, А. А. Полишко, Е. А. Волченков, В. А. Лебедь, П. Н. Кайда, ИЭС им. Е. О. Патона, «Элмет-Рол», г. Киев, Украина);

– «Прогнозирование физико-химических свойств шлаков ЭШП на основе модели межатомного взаимодействия» (Д. Н. Тогобицкая, А. П. Стовпченко, Л. А. Лисова, Д. А. Степаненко, А. А. Полишко, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова, г. Днепр; ИЭС им. Е. О. Патона);

– «Моделирование процессов получения металлических материалов методами аддитивных технологий» (В. А. Костин, ИЭС им. Е. О. Патона);

– «Влияние режима дуговой сварки на фазовый состав сварных соединений высокопрочного тита-

нового сплава системы $Ti-6,5Al-3Mo-2,5V-4Nb-1Cr-1Fe-2,5Zr$ » (В. Ю. Белоус, В. А. Костин, С. Г. Григоренко, Р. В. Селин, ИЭС им. Е.О. Патона);

– «Моделирование движения конденсированной частицы в процессе самоорганизации дымовой плазмы» (Г. С. Драган, К. В. Колесников, НИИ физики Одесского нац. ун-та им. И. И. Мечникова).

Во время конференции было проведено два круглых стола: «Роль силовых факторов в формировании сварочной дуги и ее проплавляющей способности», модераторы — академик НАН Украины И. В. Кривцун и проф. В. Ф. Демченко и «Коммерциализация академической науки (на примере университета г. Ариэля, Израиль)», проф. М. И. Зиниград, ун-т г. Ариэля, Израиль. Эту же лекцию проф. М. И. Зиниград прочитал 23 сентября в Одесском национальном университете им. И. И. Мечникова для руководителей научных подразделений университета и НИИ физики.

Организационный комитет конференции выражает благодарность руководителям научных отделов ИЭС им. Е. О. Патона акад. И. В. Кривцу-

ну, акад. Г. М. Григоренко, проф. Л. Б. Медовару и проф. О. В. Махненко за привлечение к участию в конференции молодых специалистов.

Организационный комитет выражает также благодарность и признательность компании «Технологии высоких энергий» (г. Киев, Украина) за благотворительную помощь, оказанную для проведения VIII Международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах».

Сборник трудов конференции будет издан до конца 2016 г. Данный сборник, а также сборники предыдущих семи международных конференций MMITWRP можно заказать в редакции журнала «Автоматическая сварка» или получить в электронном виде в открытом доступе на сайте Издательского Дома «Патон» <http://patonpublishinghouse.com/rus/proceedings/mmww>.

Следующая, IX Международная конференция «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», будет проведена в г. Одессе на базе отеля «Курортный» в сентябре 2018 г.

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

НОВЫЕ ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛИ И ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ СТРОИТЕЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ



В ИЭС им. Е.О. Патона проведены исследования свариваемости конструкционных материалов и внедрены в производство сварных строительных конструкций новые высокопрочные стали с пределом текучести 355–490 МПа, обладающие комплексом механических свойств на уровне лучших мировых аналогов. Осуществлен выбор сварочных материалов и разработаны технологические процессы дуговой сварки сталей марок 09Г2СЮЧ-2, 09Г2СЮЧ-3, 06ГБД-355, 06ГБД-390, 06Г2БД-440, 06Г2БД-490, 10Г2ФБ, S355 для условий изготовления, монтажа и ремонта строительных и мостовых металлических конструкций.



Резервуар для хранения нефти объемом 75000 м³ из стального проката 06Г2Б-440



Доменная печь ДП-2 из стального проката 06Г2Б-440 на ОАО «Меткомбинат Азов-сталь»

50 лет кафедре оборудования и технологии сварочного производства им. В. М. Карпенко Донбасской государственной машиностроительной академии

Днем рождения кафедры оборудования и технологии сварочного производства Краматорского индустриального института (ныне Донбасская государственная машиностроительная академия) считается 18 октября 1966 г. Однако этому событию предшествовала большая работа со стороны предприятий города и области в направлении решения задачи удовлетворения их потребности в инженерах сварочного производства. Особенно настойчиво эту идею при вновь организованном институте поддерживало руководство завода НКМЗ в лице главного сварщика — В. Я. Адаменко.



Заседание ГЭК ведет главный сварщик НКМЗ В. Я. Адаменко

Было высказано предложение к руководству института доценту Г. И. Ежову и проректору по учебной работе А. Г. Колесниченко, которые не только откликнулись на их просьбу, но уже в 1961 г. под будущую кафедру провели набор студентов на дневное и вечернее отделение. А. Г. Колесниченко очень активно взялся за подготовку и комплектацию коллектива будущей кафедры при своей кафедре технологии металлов и оснащение ее оборудованием.

К моменту официального образования кафедры в ее составе было уже шесть преподавателей, учебный мастер и лаборант. А возглавить кафедру Александр Григорьевич предложил одному из ведущих доцентов кафедры сварки Ждановского металлургического института — Кассову Дмитрию Степановичу, который принял это предложение.

В декабре 1965 г. и июле 1966 г. был проведен первый выпуск специалистов-сварщиков в количестве 50 человек по дневной форме обучения.

Специалисты-сварщики города, взяв на себя обязательство открыть кафедру, взвалили на свои плечи и непростую задачу по комплектации ее оборудованием и материалами, а коллектив кафедры очень быстро наладил учебный процесс и проводил занятия строго в соответствии с планом.

Развитие кафедры одновременно продвигалось по нескольким направлениям:

- организация и налаживание учебного процесса;
- научное становление и формирование кадров научного коллектива;
- всестороннее развитие, реализация потенциала коллектива кафедры и его признание научной общественностью;
- организация воспитательной и методической работы как неотъемлемых частей учебного процесса;
- постоянное совершенствование работы и организация сотрудничества с другими родственными и научно-исследовательскими коллективами.

Первые годы для кафедры были особенно трудными: начинающий преподавательский коллектив, только один канд. техн. наук доцент, заведующий кафедрой Д. С. Кассов, три старших преподавателя, которые прошли небольшую школу вузовской работы и два совсем молодых ассистента 1965 г. выпуска, очень слабая лабораторная база, сосредоточенная в двух подвальных помещениях первого учебного корпуса, отсутствие необходимого оборудования и приборов.

Однако молодой и задорный коллектив во главе с опытным наставником преодолевал все трудности. Чувствуя поддержку предприятий, Дмитрий Степанович уже в конце 1966 г. заключает договора на выполнение хоздоговорных работ. Вся кафедра окунается в научную работу по разработке технологий сварки в среде защитных газов на форсированных режимах с заводом НКМЗ и по разработке инструментальной стали для прессового инструмента для горячей обработки металлов для Артемовского за-



Проректор по учебной работе КИИ в 1960-е годы А. Г. Колесниченко



Первый состав кафедры сварочного производства Краматорского индустриального института

вода по обработке цветных металлов. К научной работе наряду с сотрудниками активно привлекаются студенты, что дало возможность уже в 1967 г. провести первую студенческую научную конференцию, на которой было заслушано более 20 докладов.

В том же 1967 г. при кафедре была открыта аспирантура и первым аспирантом стал Карпенко Владимир Михайлович, закончивший Харьковский университет, а затем поработавший в отделе сварки научно-исследовательского института «НИИПТМАШ» г. Краматорска.

Для расширения научных исследований, а их с каждым годом становилось все больше, и подготовки своих научных кадров Д. С. Кассов приглашает для проведения научной конференции заместителя главного редактора журнала «Сварочное производство» В. Ф. Тюрина, на которой он выступает с докладом и на которой присутствовала вся научная элита города.

Д. С. Кассов понимает, что на площадях, которыми располагает кафедра, особенно не развернешься,

поэтому, думая о будущем, он добивается выделения полноценных площадей во вновь построенном корпусе № 3. Кафедра получает 7 помещений на первом этаже корпуса, три помещения на втором этаже и одно большое в цокольном этаже. Да еще в придачу комнату под кабинет заведующего кафедрой и предметную аудиторию на 50-60 студентов во втором корпусе.

Переселение состоялось в летний период и уже к первому сентября все оборудование со старых лабораторий и новое было смонтировано на новом месте. С начала учебного года все студенты дневного отделения, а их тогда училось на каждом курсе до 50-60 человек и 50-75 человек на вечернем отделении, приступили к занятиям и выполнению научно-исследовательских работ на новом месте.

Еще одной радостью для всей кафедры было то, что В. М. Карпенко в 1970 г. досрочно заканчивает аспирантуру и защищает кандидатскую диссертацию при ученом совете Киевского политехнического института. Он приступает к полноценной работе и вокруг него начинает группироваться молодежь, так как он формирует новое научное



Первый заведующий кафедрой Д. С. Кассов



Первая научная конференция на кафедре сварочного производства КИИ при участии зам. главного редактора журнала «Сварочное производство» В. Ф. Тюрина

направление по разработке сварочных и наплавочных материалов. Растет хозяйственная тематика, растут штаты кафедры.

Заканчивается десять лет пребывания в должности заведующего кафедрой Дмитрия Степановича в 1977 г., поэтому, согласно требований того времени, он должен уступить место заведующего. Основа коллектива сформирована, однако предстоит еще очень много сделать, чтобы с ним считались и понимали. Дмитрий Степанович обращается к коллективу с предложением рекомендовать на эту должность своего ученика Карпенко Владимира Михайловича и получает полную поддержку.

Коллективом кафедры с 1977 по 1985 гг., а затем с 1993 по 2008 гг. руководил В. М. Карпенко. На восемь лет он уходил, так как был назначен проректором по науке, а затем первым проректором, но не-



Состав кафедры 1980-х гг. Первый ряд: П. Н. Велигура, П. М. Стасенко, Е. В. Кузьменко, А. Д. Кошевой, Д. С. Кассов, В. М. Карпенко, В. Т. Катренко, М. Г. Лившиц, О. А. Емельянов, Н. Н. Диденко; второй ряд: Ю. В. Гаврилов, О. В. Титова, И. И. Гуменшаймер, Л. В. Граб, В. К. Лысак, В. Т. Журба, А. И. Мешеряков, В. В. Ткаченко, В. А. Пресняков, И. Д. Писаренко, Т. К. Куций; третий ряд: С. В. Лубенец, В. Г. Шенотько, В. Д. Чевычелов, Ю. Д. Максимов, А. В. Гаврилов, В. Д. Кассов, Г. Б. Бильяк, А. Г. Василенко, Л. М. Куплевацкий, А. Г. Гринь

гласно он оставался на кафедре. В эти годы (с 1985 по 1990 гг.) кафедру возглавлял В. Т. Катренко, а с 1990 по 1993 гг. М. Г. Лившиц

Коллектив кафедры рос очень быстрыми темпами и превышал 50 человек, потому что объем хозяйственной тематики достигал 400 тыс. рублей, а иногда и больше, а экономический эффект, полученный от внедрения работ, 1,5...2,0 млн руб. Всю эту работу необходимо было выполнить за пределами учебного процесса. На кафедре одновременно выполнялось до десяти работ с различными предприятиями города, области и Украины.

Руководить таким большим коллективом за пределами учебной, методической и воспитательной работы было непросто, поэтому заведующий кафедрой разбивает всю выполняемую хозяйственную тематику на две части:

- научные исследования по разработке сварочных и наплавочных материалов, в которых он был руководителем и основным исполнителем. Большую помощь в этой работе ему оказывали группа младших научных сотрудников, инженеров исследователей и лаборантов;
- научные исследования, по которым он был руководителем, а ответственными исполнителями были преподаватели и старшие научные сотрудники кафедры. Такими работами он осуществлял общее руководство, а основной спрос был с ответственного исполнителя. Степень руководящей деятельности по темам была различной и зависела от квалификации ответственного исполнителя.

Вместе с тем вся научная работа кафедры была сконцентрирована под его общим руководством, что давало возможность в случае необходимости перебрасывать научных работников с одной темы на другую или вообще все силы бросать на решение одной особо важной работы, а такие ситуации возникали, если завод просил ускорить работы и внедрения.

В качестве примера можно привести общую тему по разработке и исследованию наплавочных материалов, используемых для восстановления различных видов инструмента:

– канд. техн. наук В. Т. Катренко и с ним инженер и лаборант занимались разработкой и исследованиями самозащитных порошковых проволок для восстановления штампового инструмента холодной обработки металлов, которая выполнялась по заявке Константиновского и Макеевского металлургических заводов. В работе был разработан материал ПП8Х4ГСВ4Ф и система защиты расплавленного металла;

– канд. техн. наук А. Д. Кошевой и с ним инженер-исследователь А. В. Гаврилов занимались разработкой и исследованием самозащитной порошковой проволоки для восстановления прессового инструмента горячей обработки металлов, которая выполнялась для Артемовского и Ленинградского заводов по обработке цветных металлов, а также для других предприятий. Была разработана самозащитная порошковая проволока ПП40Х12ГВ4ФТ, которая позволила в два раза повысить стойкость втулок и матриц прессов, улучшить культуру производства и сократить расходы дорогостоящей инструментальной стали для их изготовления;

– канд. техн. наук Г. Б. Билык, работая параллельно с группой А. Д. Кошевого, разрабатывал и исследовал самозащитную порошковую проволоку для восстановления инструмента горячей обкатки труб для Мариупольского металлургического комбината. Новая проволока позволила увеличить стойкость инструмента более чем в два раза. В своих работах при разработке оптимального состава наплавленного металла он использовал метод многофакторного планирования, что позволило значительно сократить количество экспериментов;

– канд. техн. наук А. Г. Гринь принимает участие в разработке уже перечисленных работ и параллельно занимается разработкой и исследованием наплавочных материалов с использованием оксидов редкоземельных металлов для восстановления различного инструмента по просьбе заводов НКМЗ, СКМЗ и других;

– ст. научный сотрудник А. А. Богуцкий разрабатывает и исследует самозащитные порошковые проволоки для восстановления режущего инструмента для ряда машиностроительных заводов и, в первую очередь, краматорских.

Аналогичный пример можно привести по разработке сварочных материалов, разрабатываемых на кафедре под руководством Владимира Михайловича:



М. Г. Лившиц, А. Д. Кошевой, В. М. Карпенко, В. Т. Катренко (слева направо)



Карпенко В.М.



Кассов В.Д.



Кошевой А.Д.



Цветков А.И.



Катренко В.Т.



Макаренко Н.А.



Гринь А.Г.



Билык Г.Б.



Власов А.Ф.



Кабацкий А.В.

Научная школа кафедры ОиТСП КИИ-ДГМА под руководством Карпенко В. М.

– канд. техн. наук А. И. Цветков и два лаборанта разрабатывали сварочные материалы для сварки меди и ее сплавов применительно к изготовлению кристаллизаторов для электрошлакового переплава для Новокраматорского машиностроительного и других заводов отрасли;

– ст. научный сотрудник Ю. Д. Дорофеев разрабатывает материал для сварки меди со сталью и другими материалами для Макеевского и других металлургических заводов применительно к изготовлению фурм для доменного и мартеновского производства;

– ст. научный сотрудник В. Т. Журба разрабатывает сварочные материалы для изготовления химической аппаратуры на Полтавском заводе «ХимМаш»;

– канд. техн. наук В. Д. Кассов разрабатывает различные сварочные материалы для изготовления строительных металлических конструкций на Краматорском заводе металлических конструкций и других предприятиях.

Кроме этого, на кафедре не прекращались исследования по механизации и повышению производительности сварки в защитных газах на ряде краматорских и других машиностроительных заводах, которыми руководил канд. техн. наук М. Г. Лившиц.

Все хозяйственные научные работы успешно внедрялись в производство с экономическим эффектом в несколько раз превышающим первоначальные затраты. Кроме того, итоги такой научной работы подтверждались сотнями статей, опубликованных в журналах «Автоматическая сварка», «Современная электрометаллургия», «Сварочное производство», в сборниках «Теоретические основы наплавки» — Института электросварки им. Е. О. Патона, в сборниках Белорусских, Уральских и др. научных организаций и институтов. Более 20 % статей публиковалось в соавторстве со студентами. Каждый год готовилось и подавалось более пятидесяти заявок на предполагаемое изобретение, на многие из которых получены авторские свидетельства СССР. Это позволило в значительной степени расширить подготовку специалистов через аспирантуру в том числе для самой кафедры и для предприятий и организаций бывшего СССР.

По итогам научной деятельности кафедры через очную и заочную аспирантуру только под руководством Владимира Михайловича девять сотрудников защитили кандидатские диссертации, т.е. сформировалась настоящая научная школа, основным научным направлением которой было разработка и внедрение различных наплавочных и сварочных материалов и методов их нанесения.

За период существования кафедры ее сотрудники защитили порядка 30 кандидатских и 2 докторских диссертаций. Большинство защитившихся работали и продолжают работать преподавателями на родной или других кафедрах академии, а некоторые из них в других вузах, научно-исследовательских институтах. Большой вклад в становление учебной, методической, воспитательной и, конечно, научной работы внесли ее заведующие Д. С. Кассов, В. М. Карпенко, В. Т. Катренко, М. Г. Лившиц, Н. А. Макаренко, а также А. Г. Гринь, А. Д. Кошевой, А. И. Цветков и др.

Все ученики Владимира Михайловича стали, в первую очередь, авторитетными преподавателями и, кроме того, занимали и занимают руководящие должности в академии.



Заседание кафедры ведет зав. кафедрой В. М. Карпенко

Так, в свое время, хорошую школу руководства деканатом прошел В. Т. Катренко, а в настоящее время родным деканатом руководит А. Г. Гринь. Кафедрой в разные годы руководили В. Т. Катренко, а в настоящее время его ученица доктор тех. наук, профессор Н. А. Макаренко. Кроме того, кафедру подъемно-транспортных машин возглавляет доктор техн. наук, профессор В. Д. Кассов. Еще один его ученик, А. Д. Кошевой на протяжении почти тридцати лет является заместителем заведующего кафедрой и более 30 лет возглавлял профсоюзную организацию КИИ-ДГМА.

Труд Владимира Михайловича как известного ученого, прекрасного воспитателя и хорошего человека достойно оценен. Ему без защиты докторской диссертации ВАК присудила звание профессора, а в академии присвоено звание «Заслуженного профессора», он награжден Орденом «Знак почета», медалями, Почетными знаками и грамотами.

Жизнь этого талантливого руководителя оборвалась внезапно. Он не успел осуществить все задуманное, так как никогда не останавливался на достигнутом.

Его эстафету руководства кафедрой в мае 2008 г. подхватила одна из талантливых учениц, которая к этому времени успела защитить докторскую диссертацию и получить звание профессора — Макаренко На-



Заведующие кафедр и участники Первого международного форума заведующих кафедрами по направлению «Сварка» на базе кафедры ОиТСП ДГМА перед музеем ДГМА. Первый ряд: В. Д. Кузнецов, В. В. Савуляк, В. П. Куликов, Н. А. Макаренко, С. К. Фомичев, В. Н. Ластовирия, Г. С. Маринский, Г. К. Харченко, В. В. Квасницкий. Второй ряд: О. Н. Новомлинец, А. Д. Кошевой, Ю. М. Ткаченко, М. Н. Брыков, В. А. Роянов, Н. И. Пидгурский, А. Д. Размышляев, А. Г. Гринь, Л. С. Шлапак, В. В. Чигарев

талья Алексеевна. Она сумела сохранить основные традиции кафедры и ее научное направление по разработке сварочных и наплавочных материалов, расширив его разработкой оборудования. Тема ее докторской диссертации «Развитие научных и технологических основ плазменной сварки и наплавки плавящимся и неплавящимся электродами» стало существенным вкладом к научному направлению кафедры.

Усовершенствуя методики определения теплового энергетического баланса процесса плазменной наплавки, она очень умело увязала ее с определением влияния параметров режима сварки и конструкции плазменной горелки на эффективность нагрева и таких примеров можно привести много.

Дальше развивая, в своем понимании, научное направление кафедры, она, в первую очередь, задумывалась о том, а кто придет на смену ветеранов, а их к этому времени было уже достаточно. Она видела, что почти созревшими преподавателями были Д. А. Волков и С. В. Жариков. Но ни один, ни другой не были остепененными.

Кроме того, через аспирантуру кафедры проходили и другие молодые кадры. Их нужно было обкатать на самом высоком научном уровне, и она выходит с предложением проведения международных научных конференций «Сварочное производство в машиностроение: перспективы развития» на базе кафедры и проводит их при поддержке ветеранов кафедры в 2009, 2011 и 2012 гг. Кроме того, параллельно с конференцией на базе кафедры проводятся форумы заведующих кафедр сварочного производства Украины, Белоруссии и России в 2009 и 2012 гг., которые определили перспективы подготовки кадров в данном направлении.

Она настойчиво шла к своей цели и результаты не замедлили сказаться. В 2012 г. защитил кандидатскую диссертацию, под руководством нового руководителя профессора Чигарева В. В., старший преподаватель Волков Д. А. на тему «Усовершенствование наплавки износостойкого сплава с использованием порошковой проволоки», а затем, в 2015 г., С. В. Жариков, руководитель — доцент А. Г. Гринь на тему «Усовершенствование самозащитной порошковой проволоки для наплавки штампов путем введения экзотермической смеси в наполнитель». Кроме того, за то же время при активном содействии Натальи Алексеевны защищают диссертации молодые преподаватели кафедры А. В. Свиридов (руководитель доцент А. Г. Гринь), С. В. Бондарев (руководитель профессор В. Д. Кассов), Е. В. Бережная (руководитель профессор В. В. Чигарев), И. А. Бойко (руководитель доцент А. Г. Гринь), А. М. Куший (руководитель профессор В. Д. Кассов). Утвержден новый руководитель бывшему аспиранту кафедры Д. М. Голубу в лице профессора В. В. Чигарева и он заканчивает работу над диссертацией.

Н. А. Макаренко, для расширения связей и предоставления возможности молодым сотрудникам более интенсивно внедряться в научную элиту, заключила ряд договоров с научно-исследовательскими институтами и ведущими вузами Украины, ближнего и дальнего зарубежья. Они приезжают на прово-



Состав кафедры ОиТСП, 2010 г. Первый ряд: слева направо: С. Г. Плис, С. В. Лубенец, Е. И. Карпенко, В. Т. Катренко, Н. А. Макаренко, А. Д. Кошевой, А. Г. Гринь, С. В. Жариков, В. Д. Кассов; второй ряд: А. В. Гаврилов, П. А. Гавриш, А. Ф. Власов, В. П. Шепотько, В. А. Пресняков, И. А. Бойко, Т. К. Куший, А. А. Богущкий, А. В. Свиридов, В. К. Лысак, С. В. Бондарев, Д. А. Волков, Д. М. Голуб

димые кафедрой международные конференции и приглашают наших сотрудников для выступления у себя.

Особенно тесные связи, естественно, установлены с Институтом электросварки им. Е. О. Патона, который оказывал и оказывает кафедре неоценимую помощь в проведении некоторых исследований, в научной стажировке и в проведении различных консультаций.

Наталья Алексеевна приняла активное участие во втором Форуме заведующих кафедр сварочного производства, который проходил в Институте электросварки им. Е. О. Патона, где вместе с директором института и президентом Академии наук Украины Б. Е. Патоном было согласовано и решено ряд задач, которые стоят перед сварщиками Украины и Высшей школы.

Наряду с научной деятельностью кафедры, постоянно совершенствуется учебный процесс. Научные лаборатории широко используются в учебном процессе. Все разработки кафедры и каждая защищенная сотрудниками кафедры диссертация находят применение в учебном процессе. Практически каждый дипломник в процессе выполнения дипломного проекта проводит исследования, которые использует в процессе защиты и затем в лабораторных работах, проводимых на кафедре.

Гордостью кафедры всегда являлись ее выпускники, посвятившие себя производственной деятельности, достигшие значительных успехов и высоких положений, среди них: А. И. Головкич — бывший заместитель директора Никопольского завода ферросплавов, а затем депутат Верховной Рады Украины, министр промышленной политики Украины в 2006–2007 гг.; канд. техн. наук Ю. В. Реков — директор Запорожского завода полупроводников; Н. И. Ятченко — директор Артемовского завода «Вистек»; В. А. Шевченко — директор Краматорского завода металлических конструкций, который не только сам вместе с женой закончил институт по специальности, но и два сына Игорь и Александр также закончили вуз по специальности, работают на заводе и оба защитили кандидатские диссертации; Е. М. Бурков — бывший директор и К. Л. Перминов — нынешний директор Алексеевского завода химического машиностроения, Белгородской области; канд. техн. наук А. П. Листопад — заместитель главного инженера по АСУ ПАО «НKMЗ»; К. П. Шаповалов — бывший заместитель главного инженера ПАО «НKMЗ» по науке; А. А. Белинский, В. А. Невидомский, С. Г. Красильников, В. А. Белинский — главные сварщики ПАО «НKMЗ» в разные годы; В. А. Разумов и Е. А. Ланченко — главные сварщики НПО ПАО «Криворожстальконструкция»; К. А. Довгаль — начальник отдела управления качеством сварочных работ АО «Стройгазмонтаж», г. Москва; А. В. Богатырь и А. В. Грабянский — главные сварщики Донецкого машиностроительного завода и т.д. Более 90 % специалистов отдела главного сварщика и руководства цехов ПАО «НKMЗ» — выпускники кафедры. Да и на других предприятиях многие заместители директоров заводов, главные инженеры, главные специалисты и не только отделов сварки — выпускники кафедры.

Ряд выпускников кафедры достигли успеха в других областях, не связанных непосредственно с производством: в политике, общественных делах, бизнесе.

А. Д. Кошевой, Д. А. Волков, Д. М. Голуб

WRTYS 2017

IX Международная научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»

23–26 мая 2017 г.

Киевская область

Совет научной молодежи ИЭС при поддержке Национальной академии наук Украины и Института электросварки им. Е. О. Патона проводит 23–26 мая 2017 г. IX Международную конференцию молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии».

Контакты: www.wrtys.com.ua, E-mail: office@paton.kiev.ua
Тел.: +38 (044) 200-47-83, факс: +38 (044) 528-04-86

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 04.10.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22.
Печать ООО «Фирма «Эссе».
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.