



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, А. Я. Ищенко,
В. И. Кирьян, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
Ю. Н. Ланкин,
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, О. К. Назаренко,
В. Д. Позняков,
И. К. Походня, И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
В. И. Лысак (Россия)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Г. А. Туричин (Россия)
Чжан Янмин (Китай)
Д. фон Хофе (Германия)

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

03680, Украина, Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАНУ
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина
Электронная верстка:
И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, А. И. Сулима

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

**Журнал входит в перечни
утвержденных ВАК Украины
и Российской Федерации изданий
для публикации трудов
соискателей ученых степеней**

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<i>Покляцкий А. Г., Ищенко А. Я., Федорчук В. Е.</i> Сварка трением с перемешиванием композиционных, гранулированных и квазикристаллических алюминиевых сплавов	3
<i>Великованенко Е. А., Устинов А. И., Харченко Г. К., Фальченко Ю. В., Петрушинец Л. В., Розынка Г. Ф.</i> Силовое воздействие на свариваемые поверхности, инициированное протеканием реакции СВС в нанослойной прослойке	9
<i>Головки В. В., Костин В. А., Григоренко Г. М.</i> Особенности влияния комплексного легирования на формирование структуры и механические свойства сварных швов низколегированных высокопрочных сталей	13
<i>Цыбульский Г. А.</i> О демпфировании колебаний сварочного тока при роботизированной дуговой сварке	21
<i>Гринберг Б. А., Елкина О. А., Антонова О. В., Иноземцев А. В., Иванов М. А., Рыбин В. В., Кожевников В. Е.</i> Особенности формирования структуры переходной зоны соединения Cu-Ta, полученного сваркой взрывом	24
<i>Эннан А. А., Киро С. А., Опря М. В., Хан В. Е., Огородников Б. И., Краснов В. А., Мейер-Воробец А. де, Дарчук Л., Хоремс Б.</i> Фазовые переходы ¹³⁷ Cs и ⁹⁰ Sr при наплавке металла на радиоактивно загрязненные металлоконструкции	31

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

<i>Белоус В. Ю., Ахонин С. В.</i> Система автоматического регулирования положения вольфрамового электрода при сварке титана в узкий зазор с магнитоуправляемой дугой	36
<i>Бондарев А. А., Нестеренков В. М., Архангельский Ю. А.</i> Электронно-лучевая сварка при производстве переходников из различных металлов	40
<i>Гарф Э. Ф., Нехотящий В. А., Дмитриенко Р. И., Банахевич Ю. В., Савенко А. В., Олейник И. Н.</i> Оценка эффективности композитных бандажей для восстановления дефектных участков трубопроводов	44
<i>Осадчук С. А., Ныркова Л. И., Поляков С. Г., Мельничук С. Л., Гапула Н. А.</i> Разработка датчика для определения скорости коррозии сварных металлоконструкций в атмосферных условиях	50

ХРОНИКА

Международная выставка «Cutting & Welding Equipment EXPO-CWE 11»	54
Международная специализированная выставка «Сварка, резка, наплавка»	54
Международная конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий»	58
Конференция по лазерным технологиям	60
Сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук	62
VI Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии»	64
К 90-летию со дня рождения Д. А. Дудко	66
ИНФОРМАЦИЯ	69

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

Yu. S. Borisov, G. M. Grigorenko,
A. T. Zelnichenko,
A. Ya. Ishchenko, I. V. Krivtsun,
S. I. Kuchuk-Yatsenko (vice-chief ed.),
V. I. Kiryan, Yu. N. Lankin,
V. N. Lipodaev (vice-chief ed.),
L. M. Lobanov, A. A. Mazur,
V. I. Makhnenko,
O. K. Nazarenko, I. K. Pokhodnya,
V. D. Poznyakov, I. A. Ryabtsev,
B. V. Khitrovskaya (exec. secr.),
V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:

N. P. Alyoshin (Russia)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
V. I. Lysak (Russia)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
G. A. Turichin (Russia)
Zhang Yanmin (China)

FOUNDERS:

The National Academy of Sciences
of Ukraine, The E. O. Paton Electric
Welding Institute,
International Association «Welding»

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko 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
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushina
Electron galley:

I. R. Naumova,

I. V. Petushkov, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Poklyatsky A. G., Ishchenko A. Ya., Fedorchuk V. E.</i> Friction stir welding of composite, granulated and quasicrystalline aluminium alloys	3
<i>Velikoivanenko E. A., Ustinov A. I., Kharchenko G. K., Falchenko Yu. V., Petrushinets L. V., Rozyinka G. F.</i> The force effect initiated by the SHS reaction in nanolayered interlayer on the surfaces being welded	9
<i>Golovko V. V., Kostin V. A., Grigorenko G. M.</i> Peculiarities of the effect of complex alloying on formation of structure and mechanical properties of welds in low-alloy high-strength steels	13
<i>Tsybulkin G. A.</i> Damping of welding current oscillations in robotic arc welding	21
<i>Grinberg B. A., Elkina O. A., Antonova O. V., Inozemtsev A. V., Ivanov M. A., Rybin V. V., Kozhevnikov V. E.</i> Nanostructuring of the transition zone in the explosion welded Cu-Ta joint	24
<i>Ennan A. A., Kiro S. A., Oprya M. V., Khan V. E., Ogorodnikov B. I., Krasnov V. A., Meyer-Vorobets A. de, Darchuk L., Horemens B.</i> ¹³⁷ Cs and ⁹⁰ Sr phase transitions in deposition of metal on radiation-polluted metal structures	31

INDUSTRIAL

<i>Belous V. Yu., Akhonin S. V.</i> System for automatic regulation of position of tungsten electrode in narrow-gap magnetically controlled arc welding of titanium	36
<i>Bondarev A. A., Nesterenkov V. M., Arkhangelsky Yu. A.</i> Steel-aluminium joints in heavy-loaded welded structures	40
<i>Garf E. F., Nekhotyashchy V. A., Dmitrienko R. I., Banakhevich Yu. V., Savenko A. V., Oleinik I. N.</i> Estimation of the efficiency of composite bands for restoration of strength of defective regions in pipelines	44
<i>Osadchuk S. A., Nyrkova L. I., Polyakov S. G., Melnichuk S. L., Gapula N. A.</i> Development of a sensor to determine the rate of corrosion of welded metal structures under atmospheric conditions	50

NEWS

InterNational Exhibition «Cutting & Welding Equipment EXPO-CWE 11»	54
International Specialized Exhibition «Welding, Cutting, Surfacing»	54
International Exhibition «Surface Engineering and Product Renovation»	58
Conference on Laser Technologies in Ukraine	60
Session of Scientific Council on New Materials at the Committee on Natural Sciences of the International Association of the Academies of Sciences	62
VIIth All-Ukrainian Scientific-Technical Conference of Young Scientists and Specialists «Welding and Allied Technologies»	64
To 90 th birth anniversary of D. A. Dudko	66

INFORMATION	69
-------------------	----

Journal «Avtomaticheskaya Svarka» is published in English under the title «The Paton Welding Journal»
Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact the editorial board.



СВАРКА ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ КОМПОЗИЦИОННЫХ, ГРАНУЛИРОВАННЫХ И КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО, В. Е. ФЕДОРЧУК, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены структурные особенности и механические свойства сварных соединений упрочненных алюминиевых сплавов. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием не приводит к существенным фазово-структурным изменениям в металле шва и на прилегающих к нему участках.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, гранулированные алюминиевые сплавы, композиты, метастабильные квазикристаллические частицы

Одним из важных направлений развития современной техники является снижение массы и уменьшение размеров конструкций при сохранении их функциональных возможностей. Особое внимание этому уделяется при изготовлении изделий авиационной техники, космических аппаратов, наземного и водного транспорта. На протяжении последних десятилетий эта задача решается благодаря более широкому использованию новых высокопрочных алюминиевых сплавов с высокими показателями удельной прочности, модулем упругости, коррозионной стойкостью и сопротивлением распространению усталостных трещин в процессе эксплуатации. Однако возможности для дальнейшего повышения свойств серийных промышленных алюминиевых сплавов, получаемых традиционными методами литья и последующей прокатки, практически исчерпаны. Поэтому существенного улучшения эксплуатационных характеристик изделий можно добиться путем использования при их изготовлении качественно новых перспективных материалов на основе алюминиевых сплавов. К таким материалам можно отнести современные гранулированные алюминиевые сплавы, упрочненные дисперсными интерметаллидами, содержащими пересыщенный твердый раствор переходных металлов, композиты, армированные дисперсными наноразмерными частицами, и сплавы, упрочненные метастабильными квазикристаллическими частицами, полученными при высоких скоростях кристаллизации. Однако при изготовлении эффективных сварных конструкций реализация потенциальных возможностей таких перспективных материалов в значительной степени зависит от качества их соединения.

Цель данной работы — оценить эффективность применения сварки трением с перемешиванием (СТП) для получения качественных соединений композиционных, гранулированных и квазикристаллических сплавов на основе алюминия.

Для исследований использовали некоторые композиционные материалы на основе алюминиевых сплавов с дисперсными армирующими керамическими частицами оксида алюминия Al_2O_3 или карбида кремния SiC (табл. 1). Благодаря высоким значениям модуля упругости, износостойкости и жаропрочности, а также низким значениям удельного веса и коэффициентов термического расширения и трения эти конструкционные материалы являются перспективными [1, 2].

Структура композита представляет собой матричные зерна алюминиевого сплава, находящиеся в нем интерметаллидные включения, и частицы армирующей фазы, более менее равномерно распределенные по всему объему матрицы (рис. 1).

При сварке плавлением композиционных материалов под воздействием высокотемпературного источника нагрева в месте образования неразъемного соединения происходит полное расплавление некоторого их объема и в процессе его затвердевания формируется сварной шов. Нерас-

Таблица 1. Состав и предел прочности листов толщиной 2 мм из композиционных материалов на основе алюминиевых сплавов

Матричный сплав	Содержание и состав армирующих частиц	Размеры армирующих частиц, мкм	Расстояние между армирующими частицами, мкм	Предел прочности σ_B , МПа
АМг5	27 % Al_2O_3	3...15	3...20	340
АЛ25	25 % Al_2O_3	5...20	5...60	267
Д16	20 % SiC	3...5	1...5	512
АЛ25	18 % SiC	5...15	3...50	278
АД0	7 % Al_2O_3	$\leq 0,1$	0,1...2,5	148
Д16	20 % SiC	$\leq 0,1$	0,1...2,5	574

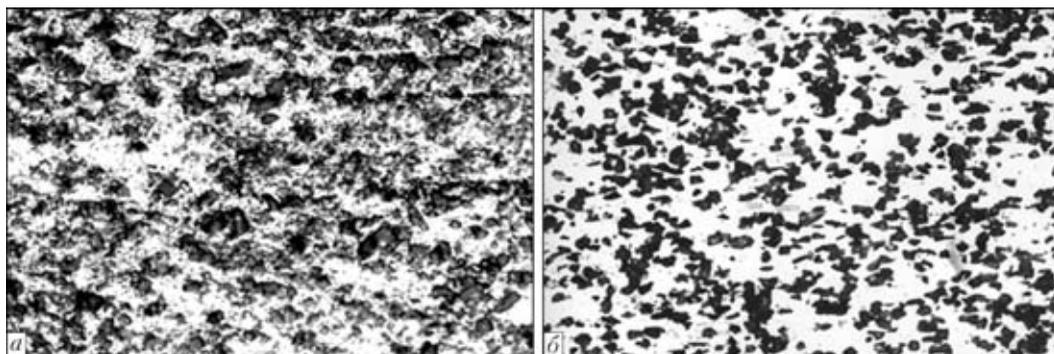


Рис. 1. Микроструктуры композиционных материалов на основе алюминиевого сплава Д16 с 20 % SiC (а, $\times 600$) и АМг5 с 27 % Al_2O_3 (б, $\times 400$)

плавляемые армирующие частицы очень неравномерно распределяются в кристаллизующемся металле шва (рис. 2, а). Кроме того, если при сварке композиционных материалов, армированных частицами карбида кремния, температура нагрева металла превышает $660^\circ C$, то в результате их взаимодействия с алюминием могут образоваться игольчатые включения карбида алюминия Al_4C_3 (рис. 2, б). Это приводит к значительному ухудшению свойств металла шва, а следовательно и сварных соединений.

На характеристики композиционных материалов, кроме механических свойств наполнителя и матричного сплава, объемного соотношения компонентов, структуры композиционных отливок и характера термической или термомеханической обработки, существенно влияют фракционный состав и равномерность распределения армирующих частиц в матрице. От размера самих частиц зависят как их внутреннее строение, так и структура межфазных поверхностей разграничения с матрицей. С уменьшением армирующих частиц понижается плотность дислокаций и уровень внутренних напряжений в приграничных слоях. В больших частицах наблюдается упругий изгиб решетки на стыках отдельных зерен, что приводит к возникновению на этих участках упругих напряжений. Кроме того, с увеличением размера частиц у них повышается плотность дефектов структуры, количество двойников и дефектов упаковки [3, 4]. Поэтому композиционные

материалы с нанодисперсными армирующими частицами оксида алюминия Al_2O_3 или карбида кремния SiC являются одними из наиболее перспективных конструкционных материалов для изготовления эффективных сварных конструкций.

В процессе сварки композитов на основе алюминия с нанодисперсными армирующими частицами очень важно обеспечить равномерное распределение этих частиц по всему объему металла шва и не допустить их скопления. Проведенные исследования показали, что при СТП в твердой фазе удается сохранить исходную нанодисперсность армирующих частиц и степень рассредоточения их по сечению шва на уровне основного материала (рис. 3).

Эффективность применения процесса СТП в твердой фазе оценивали и на гранулированных [5] алюминиевых сплавах 1419 (Al–2 % Mn–1 % Cr–0,6 % Ti–0,6 % Zr–0,6 % V), 1579 (Al–5,5 % Mg–0,3 % Mn–0,75 % Cr–0,8 % Zr–0,15 % Co) и 1995 (Al–3 % Mg–4,9 % Zn–0,28 % Mn–0,65 % Cr–0,21 % Ti), полученных с использованием порошковой металлургии. Благодаря высокой скорости охлаждения гранул в процессе их кристаллизации удается существенно повысить уровень легирования алюминиевых сплавов тугоплавкими переходными металлами, такими как хром, цирконий, титан и др. Эти металлы образуют при кристаллизации гранул аномально пересыщенные твердые растворы. При последующих технологических нагревах в результате распада таких твер-

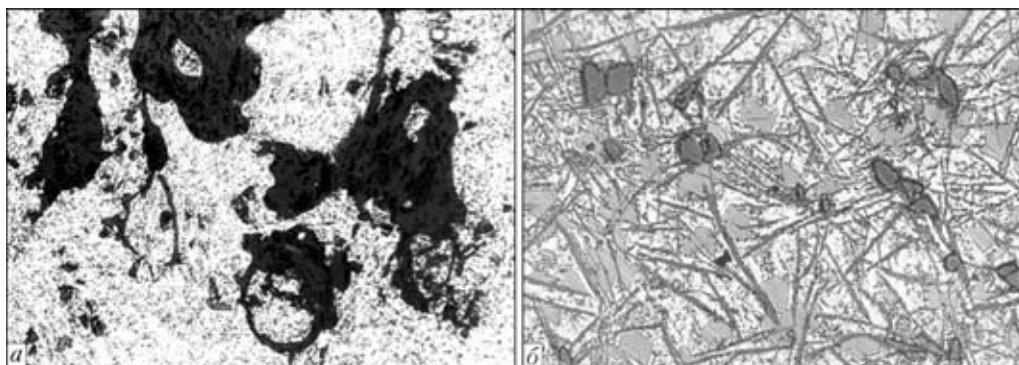


Рис. 2. Микроструктуры металла швов, полученных при дуговой сварке плавлением композиционных материалов на основе алюминиевого сплава АЛ25 с 25 % Al_2O_3 (а, $\times 400$) и с 18 % SiC (б, $\times 600$)

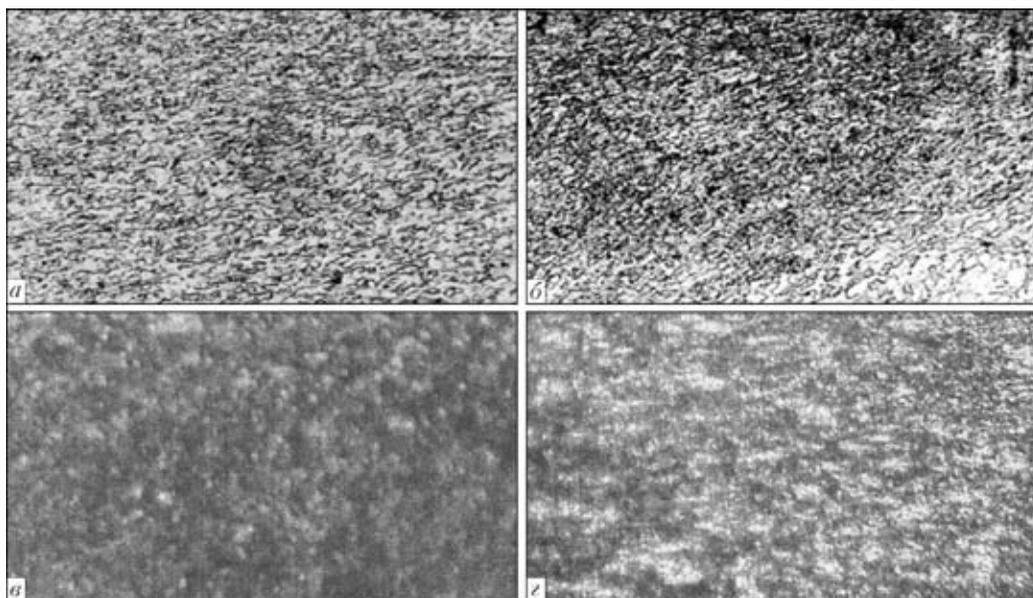


Рис. 3. Микроструктуры металла швов (а, б) и зоны сопряжения их с основным материалом (в, г), полученных при СТП композиционных нанодисперсных материалов на основе алюминиевого сплава АД0 с 7 % Al_2O_3 (а, б, $\times 400$) и алюминиевого сплава Д16 с 20 % SiC (в, г, $\times 200$)

дых растворов образуются дисперсные интерметаллиды, обеспечивающие упрочнение сплавов. Механические свойства листов толщиной 2 мм из этих сплавов приведены в табл. 2.

Результаты экспериментальных исследований показали, что при СТП исследуемых гранулированных сплавов минимальная твердость металла наблюдается в шве и зонах перехода его к основному материалу. Ширина зоны разупрочнения и значение минимальной твердости металла зависят от марки сплава. Так, при сварке листов из сплава 1419, имеющих твердость *HRB* 86 (все измерения твердости проводили при нагрузке $P = 600$ Н), минимальная твердость металла шва находится на уровне *HRB* 75, а ширина зоны разупрочнения составляет примерно 14 мм. При сварке листов сплава 1579, имеющих твердость *HRB* 105, минимальная твердость металла шва составляет *HRB* 100, а ширина зоны разупрочнения 16 мм. Твердость металла шва, полученного при сварке листов сплава 1995 (*HRB* 112), находится на уровне *HRB* 106, а разупрочнение происходит в зоне шириной 20 мм.

При одноосном растяжении образцы сварных соединений этих композиционных материалов, полученных СТП, разрушаются в зоне термоме-

ханического воздействия по границе шва с основным металлом, где, кроме минимальной твердости металла, возникают участки со структурными отличиями. В этой зоне ядро шва, имеющее мелкодисперсную структуру, примыкает к основному материалу, который подвергся тепловому воздействию и изменил направление своей текстуры вследствие вращательного и поступательного перемещения сварочного инструмента (рис. 4).

При этом заметных эвтектических выделений в межзеренных прослойках не происходит. Поэтому прочность швов гранулированных сплавов, полученных при СТП, намного выше, чем выполненных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ). Так, предел прочности образцов сварных соединений сплава 1419, полученных в сварной твердой фазе, находится на уровне 255 МПа, что составляет 75 % этого показателя для основного материала (табл. 3). Образцы сплава 1579, сваренные СТП, имеют предел прочности около 354 МПа, а сплава 1995 — 483 МПа, что составляет 71 и 79 % прочности свариваемых материалов.

Таблица 2. Механические свойства листов гранулированных алюминиевых сплавов

Марка сплава	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Относительное удлинение δ , %	Угол загиба α , град
1419	340	280	14,0	115
1579	500	420	8,00	61
1995	610	530	8,50	22

Таблица 3. Предел прочности сварных соединений гранулированных алюминиевых сплавов, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СВАМг63, и СТП, МПа

Способ сварки	1419	1579	1995
АДСНЭ (с усилением шва)	$\frac{246...233}{243}$	$\frac{391...379}{385}$	$\frac{436...420}{430}$
АДСНЭ (без усиления шва)	$\frac{220...208}{215}$	$\frac{290...283}{287}$	$\frac{297...287}{291}$
СТП (без усиления шва)	$\frac{257...253}{255}$	$\frac{357...350}{354}$	$\frac{490...478}{483}$

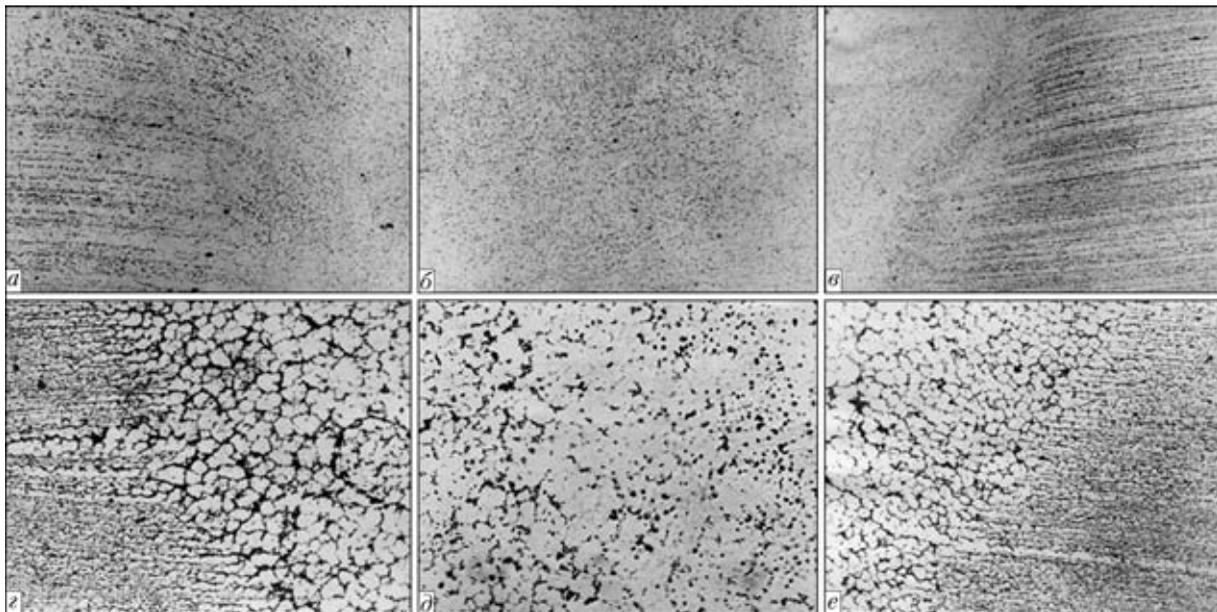


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 400$) сварных соединений сплава 1579 толщиной 2 мм, полученных СТП (*a, в* — границы сопряжения шва с основным металлом в зоне термомеханического воздействия; *б* — ядро шва) и АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг63 (*г, е* — зоны сплавления шва с основным металлом; *д* — шов)

Механические испытания показали, что при одноосном растяжении образцы с усилением шва, полученные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг63, разрушаются по зоне сплавления шва с основным материалом. Предел прочности таких соединений зависит от системы легирования сплава. Так, сварные соединения сплава 1419 имеют предел прочности на уровне 243 МПа, сплава 1579 — 385 МПа, сплава 1995 — 430 МПа.

Разрушение образцов без усиления шва происходит по металлу шва, имеющего литую крупнокристаллическую структуру (рис. 4). Кроме того, по границам зерен как в металле шва, так и в зонах сплавления его с основным материалом происходит выделение частиц оксидных включений и интерметаллидов, образовавшихся в результате полного расплавления гранул, содержащих пересыщенный твердый раствор переходных металлов. При этом предел прочности таких швов очень низкий. Так, для сплава 1419 прочность металла шва, полученного АДСНЭ, находится на уровне всего 215 МПа, что составляет 63 % этого показателя для основного материала. Для сплава 1579 предел прочности металла шва достигает 287 МПа, а для сплава 1995 — 291 МПа, что составляет только 57 и 48 % прочности исходного металла.

Особенности структуры швов и их механические свойства исследовали также при СТП листов толщиной 1 мм из жаропрочного алюминиевого сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1, упрочненного метастабильными квазикристаллическими частицами [6]. Наличие в этом сплаве квазикристаллов, имеющих размер 100...200 нм и не успешных приоб-

рести кристаллическую структуру интерметаллида, обеспечивает при комнатной температуре предел прочности листа 585 МПа и относительное удлинение на уровне 8,4 %, а при температуре 300 °С — 345 МПа и 3,9 % соответственно. Получить качественные неразъемные соединения такого материала сваркой плавлением практически невозможно. Во-первых, при нагреве до высоких (более $0,8T_{пл}$) температур метастабильные квазикристаллические частицы приобретают форму кристаллических интерметаллидов, в результате чего материал становится хрупким и теряет свои прочностные и пластические характеристики [7]. В то же время при расплавлении материала упрочняющие частицы выделяются из алюминиевой матрицы и препятствуют образованию общей сварочной ванны и формированию непрерывного плотного шва (рис. 5).

Проведенные экспериментальные исследования показали, что перспективным способом получения качественных неразъемных соединений таких материалов является СТП, осуществляемая в твердой фазе и не приводящая к изменению фазово-структурного состояния исходных полуфабрикатов. Так, в результате металлографических исследований установлено, что в металле шва средний размер зерна α -Al матрицы составляет приблизительно 200...300 нм, а квазикристаллов — 100...200 нм, как и в основном материале (рис. 6).

Анализ тонкой структуры показывает, что упрочняющие метастабильные квазикристаллические частицы имеют округлую форму, размытые границы в изображении светлого поля и характерный елочный контраст в изображении темного поля как в основном материале, так и в швах,

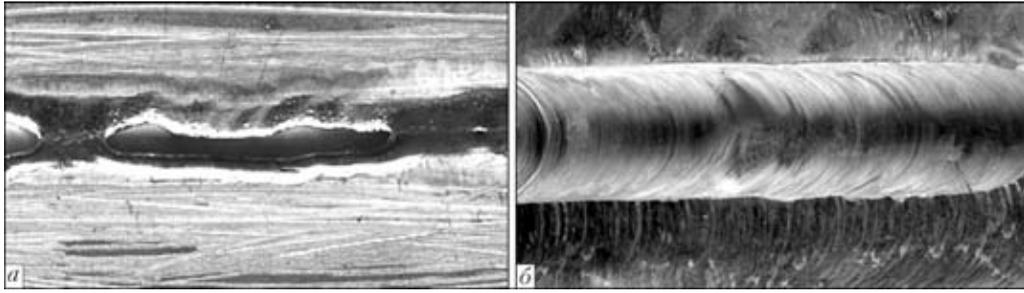


Рис. 5. Внешний вид швов, полученных АДСНЭ (а) и СТП (б) алюминиевого сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1 толщиной 1 мм

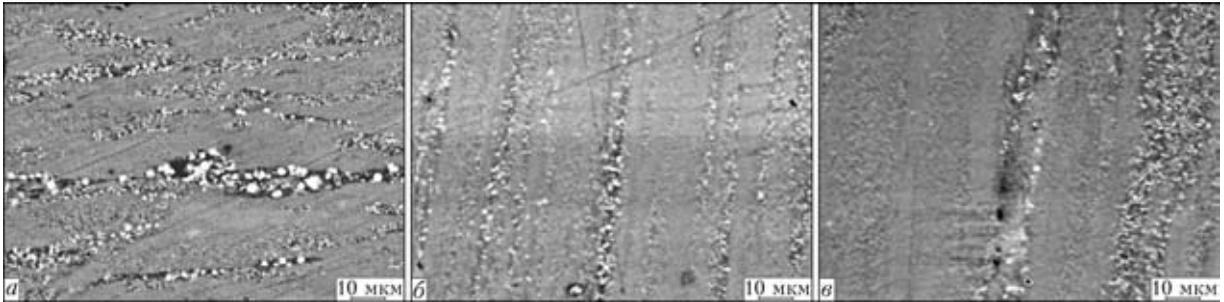


Рис. 6. Микроструктуры основного материала в поперечном (а) и продольном (б) направлениях и ядра шва (в), полученного при СТП алюминиевого сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1 толщиной 1 мм

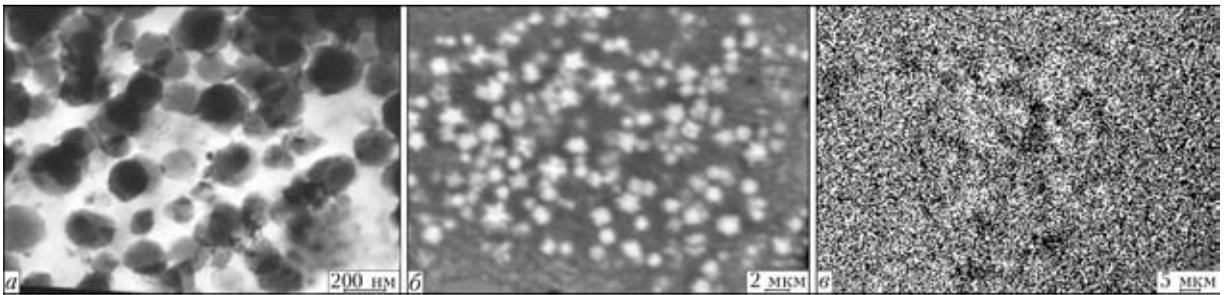


Рис. 7. Изображения квазикристаллических частиц интерметаллидной фазы на ТЭМ-снимке светлого поля (а), на СЭМ-снимке в обратно рассеянных электронах (б) и в характеристическом рентгеновском излучении (в)

полученных СТП (рис. 7). При этом в металле шва сформирована равномерная смесь зерен α -Al матрицы с квазикристаллическими частицами.

При этом в процессе сварки не происходит нагрев металла до высоких температур, благодаря чему все упрочняющие частицы сохраняют свою квазикристаллическую структуру, о чем свидетельствуют результаты рентгенографического структурного анализа (рис. 8).

В процессе сварки в зоне термомеханического влияния на границе шва с основным материалом происходит переориентация направления волокон, обусловленная силовым воздействием вращающегося и движущегося вдоль стыка сварочного инструмента (рис. 9).

Механические испытания при одноосном растяжении образцов, полученных СТП, показали, что их разрушение при температурах 20 и 300 °С

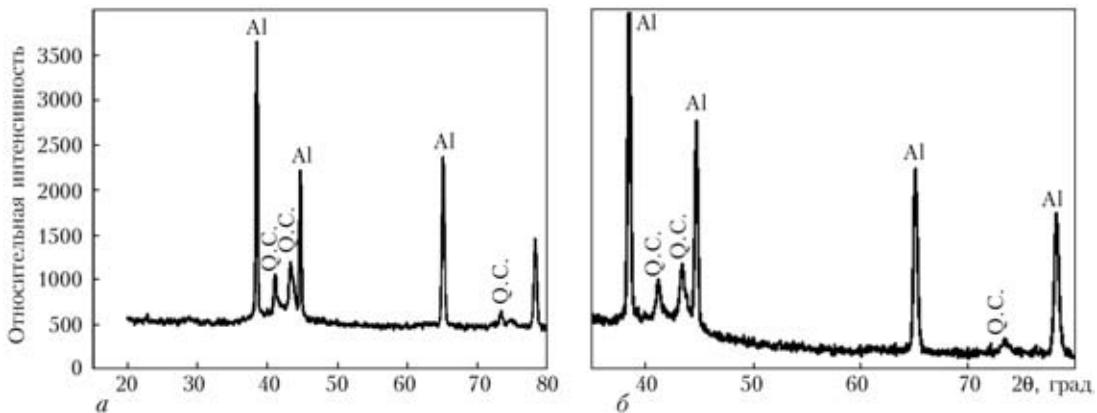


Рис. 8. Фрагменты дифракционного рентгеновского спектра основного материала (а) и металла шва (б)

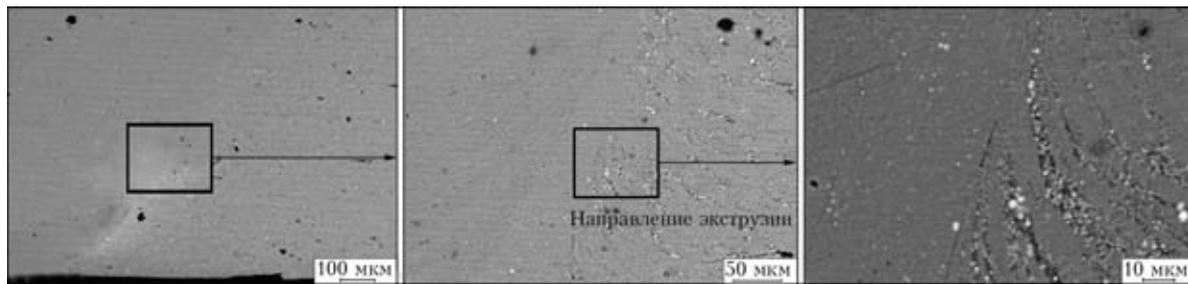


Рис. 9. Микроструктуры зоны сопряжения шва с основным материалом при СТП сплава Al94Fe2,5Cr2,5Ti1 толщиной 1 мм

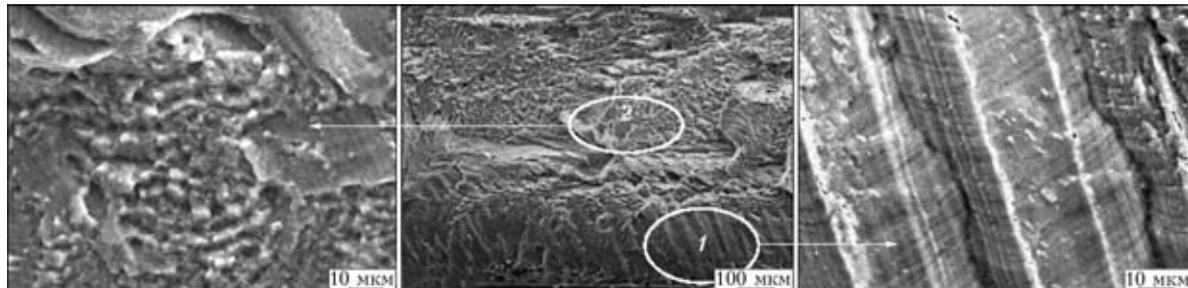


Рис. 10. Микроструктуры поверхности разрушенного образца и отдельные участки излома

происходит по зоне перехода шва к основному материалу с частичным распространением в металл шва и в зону термомеханического влияния (рис. 10). При большом увеличении на поверхностях изломов хорошо заметны углубления, свидетельствующие о вязком характере разрушения образцов.

Предел прочности соединений при температуре испытаний 20 °С находится на уровне 370 МПа, а при 300 °С — 197 МПа. Коэффициент прочности сварных соединений, полученных СТП, составляет 0,63 при температуре испытаний 20 °С и 0,57 — при 300 °С. При этом относительное удлинение образцов сохраняется на уровне соответственно 3,3 и 2,2 % для приведенных выше температур их испытания.

В заключение следует отметить, что благодаря формированию швов в твердой фазе процесс СТП позволяет получать качественные неразъемные соединения гранулированных, квазикристаллических и композиционных алюминиевых сплавов без изменения их фазово-структурного состояния. При этом гранулы, содержащие пересыщенный твердый раствор тугоплавких переходных металлов, равномерно распределяются по всему объему матрицы в металле шва, что обеспечивает предел прочности таких соединений на уровне 70...80 % этого показателя для основного материала. В металле шва, полученного при сварке алюминиевого сплава, упрочненного квазикристаллическими частицами, интерметаллиды не образуются, а ква-

зикристаллы, размер которых, как и в основном материале, сохраняется в пределах 100...200 нм, равномерно распределяются между зернами α-Al матрицы, обеспечивая высокие показатели прочности и пластичности швов. При сварке композиционных материалов диссоциации армирующих частиц не происходит, а их дисперсность и равномерность распределения в металле шва сохраняются на уровне основного материала.

1. Сварка давлением микродисперсного композиционного материала AMg5 + Al₂O₃ с применением быстрозакристаллизованной прослойки эвтектического состава Al + 33 % Cu / Ю. В. Фальченко, А. Н. Муравейник, Г. К. Харченко и др. // Автомат. сварка. — 2010. — № 2. — С. 10–14.
2. Исследование свариваемости дисперсно-упрочненного композиционного материала Al + SiC / В. Р. Рябов, А. Н. Муравейник, В. П. Будник и др. // Там же. — 2001. — № 15. — С. 15–19.
3. Неорганическое материаловедение // Материалы и технологии: Энциклопед. изд. / Под ред. Г. Г. Гнесина, В. В. Скорохода. — Киев: Наук. думка, 2008. — Т. 2. Кн. 1. — С. 434–444.
4. Исследование структуры композиционного материала на алюминиевой основе, упрочненного частицами карбида кремния / Л. И. Маркашова, В. Р. Рябов, В. В. Стаценко и др. // Автомат. сварка. — 1995. — № 8. — С. 35–38.
5. Добаткин В. И. Избранные труды. — М.: ВИЛС, 2001. — 668 с.
6. Kimura H. M., Sasamori K., Inoue A. Al-Fe based bulk quasicrystalline alloys with high elevated temperature strength // J. Mater. Res. — 2000. — № 12. — P. 2737–2744.
7. Takeuchi S., Edagawa K., Tamura R. Deformation mechanism of quasicrystals // Mater. Sci. and Eng. A. — 2001. — № 319-321. — P. 93–96.

Structural peculiarities and mechanical properties of welded joints on strengthened aluminium alloys are studied. It is shown that the use of friction stir welding does not lead to any substantial phase-structural changes in the weld metal and adjoining regions.

Поступила в редакцию 03.03.2011



СИЛОВОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ НА СВАРИВАЕМЫЕ ПОВЕРХНОСТИ, ИНИЦИИРОВАННОЕ ПРОТЕКАНИЕМ РЕАКЦИИ СВС В НАНОСЛОЙНОЙ ПРОСЛОЙКЕ

Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, канд. физ.-мат. наук, А. И. УСТИНОВ, д-р физ.-мат. наук,
Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО, канд. техн. наук,
Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ, Г. Ф. РОЗЫНКА, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На примере сварки образцов алюминид титана через промежуточную прослойку Ti/Al с нанослойной структурой рассчитаны напряжения, возникающие в поверхностных слоях свариваемых образцов интерметаллида, инициированные интенсивным тепловыделением при прохождении в прослойке реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Ключевые слова: сварка, нанослойная прослойка, реакция самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, термические напряжения

В работах [1, 2] показано, что применение в качестве промежуточных прослоек нанослойных фольг на основе интерметаллидообразующих элементов значительно улучшает условия, необходимые для формирования неразъемных соединений в твердой фазе, — снижаются температура нагрева, время выдержки и давление, прилагаемое при получении соединения. При анализе диффузионной зоны сварного соединения на основе алюминид титана установлено, что ее размер возрастает в 4 раза по сравнению с диффузионной зоной, полученной при сварке интерметаллида без прослойки при тех же условиях.

Известно, что в процессе нагрева в промежуточной прослойке может быть инициирована реакция самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), которая сопровождается интенсивным тепловыделением. Реакция СВС, например, в фольгах Ti/Al в зависимости от начальной температуры, толщины слоев и их количества происходит в режиме безгазового горения или теплового взрыва [3, 4]. Скорость горения достигает 150 см/с при температуре 1100...1300 °С. Интенсивность тепловыделения при протекании реакции СВС, например в фольгах Ni/Al, может составлять 4 Вт/м². Такое импульсное тепловое воздействие на поверхностные слои свариваемых материалов, кроме локального повышения температуры, может вызывать в них появление упругих напряжений, которые также оказывают влияние на процессы массопереноса подобно тому, как это имеет место при ударных воздействиях на свариваемые поверхности [5, 6].

В связи с этим в настоящей работе на примере алюминид титана γ -TiAl проведена оценка уровня напряжений, которые возникают в поверхностных слоях образцов, соединяемых через промежуточную прослойку, при инициировании в ней реакции СВС.

Математические расчеты выполнены для начального периода сварки, когда в процессе нагрева температура пластин достигает уровня температуры запуска реакции СВС при следующих условиях: размеры свариваемых образцов алюминид титана 10×10×5 мм; толщина фольги 20 мкм; скорость предварительного подогрева 20 °С/мин; давление при предварительном поджатии 8 МПа; температура запуска реакции СВС 400 °С; температура на фронте «горения» фольги 1200 °С; прохождение реакции СВС одновременно по всей поверхности нанослойной фольги; время ее прохождения 2·10⁻⁵ с.

Ввиду небольшого размера свариваемых образцов и их равномерного нагрева по толщине рассматривалась плоская задача. Фольгу моделировали в виде зазора δ_3 между пластинами.

Для анализа напряженно-деформационного состояния в рассматриваемых пластинах длиной L_x , высотой L_y и толщиной δ (рис. 1) в процессе сварочного нагрева сначала определяли температурное поле $T(x, y, t)$ во времени

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

где λ — коэффициент теплопроводности материала пластин; $c\gamma$ — коэффициент объемной теплоемкости материала пластин; t — время нагрева.

Затем решали задачу по определению кинетики напряжений и деформаций. При этом использовали методы последовательного прослежи-



вания во времени с шагом Δt и конечных элементов по пространству, т. е. данная область разбивалась с шагом h_x и h_y и представлялась совокупностью прямоугольных элементов размером $h_x \times h_y$.

На каждом шаге прослеживания (в каждый момент времени t) решение находится с учетом полученного на предыдущем шаге $t - \Delta t$. Температура в узлах сетки конечно-элементной разбивки в момент времени t определяется решением системы алгебраических уравнений, полученных в результате минимизации функционала \mathcal{E}_T по температуре в узлах элементов [7]:

$$\mathcal{E}_T = -\frac{1}{2} \int_S \left[\lambda_x \left(\frac{\partial T}{\partial x} \right)^2 + \lambda_y \left(\frac{\partial T}{\partial y} \right)^2 + \frac{c_T}{\Delta t} (T - T_*)^2 \right] dx dy + \frac{1}{2} \int_{\Gamma} \beta_n (T - T_c)^2 d\Gamma; \quad (2)$$

$$\frac{\partial \mathcal{E}_T}{\partial T_{mn}} = 0, \quad m = 1, 2, \dots,$$

$n = 1, 2, \dots$ — нумерация узлов в направлении x, y ,

где $T_* = T(x, y, t - \Delta t)$ — уже известная температура в момент времени $t - \Delta t$ начиная с начальной ($t = 0$); S — рассматриваемая область; Γ — наружные границы изделия; β_n — коэффициент теплообмена с окружающей средой с температурой T_c .

Производные $\partial T / \partial x, \partial T / \partial y$ выражаются для каждого прямоугольного элемента через температуру в узлах. Соответственно интеграл по области S заменяется суммой интегралов по конечным элементам области ΔS . Аналогично поступают и с интегралом по поверхности Γ .

Рассмотрим алгоритм решения механической задачи на этапе нагружения, соответствующем моменту времени t , полагая, что при $t_* = t - \Delta t$ решение полностью известно относительно тензоров напряжений σ_{ij} , деформаций ε_{ij} и перемещений U_i в рамках описанного выше плоского напряженного состояния.

Для этого проинтегрируем выражение (2) по времени в пределах от $t - \Delta t$ до t

$$\Delta \varepsilon_{ij} = \left\{ \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} [K\sigma + \alpha_T(T - T_0)] \right\}_t - \left\{ \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} [K\sigma + \alpha_T(T - T_0)] \right\}_{t - \Delta t} + \Delta \lambda (\overline{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}), \quad (3)$$

где $\delta_{ij} \sigma$ — шаровый тензор (здесь σ — среднее давление в точке; δ_{ij} — единичная функция); G — модуль сдвига; K — модуль объемного сжатия, равный $(1 - 2\nu)/E$; ν — коэффициент Пуассона;

E — модуль Юнга; α_T — коэффициент термического линейного расширения (КТЛР); T_0 — начальная температура; $\overline{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}$ — среднее значение $\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma$ в интервале от $t - \Delta t$ до t , вычисленное на основе среднего значения определенного интеграла.

Если значение Δt небольшое, то вполне можно заменить значение $\overline{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}$ искомым значением в момент времени t . Тогда вместо (3) для плоского напряженного состояния получим

$$\begin{aligned} \Delta \varepsilon_{xx} &= B_1 \sigma_{xx} + B_2 \sigma_{yy} - b_{xx}; \\ \Delta \varepsilon_{yy} &= B_1 \sigma_{yy} + B_2 \sigma_{xx} - b_{yy}; \\ \Delta \varepsilon_{xy} &= \psi \sigma_{xy} - b_{xy}, \end{aligned} \quad (4)$$

где σ_{xx}, σ_{yy} — нормальные напряжения; σ_{xy} — касательные напряжения;

$$B_1 = \frac{2\psi + K}{3}; \quad B_2 = \frac{K - \psi}{3}; \quad \psi = \frac{1}{2G} + \Delta \lambda;$$

$$b_{ij} = \left(\frac{\sigma_{ij}}{2G} \right)_{t - \Delta t} + \delta_{ij} \left[\sigma \left(K - \frac{1}{2G} \right) \right]_{t - \Delta t};$$

$$\delta_{ij} \Delta \varphi, \quad i, j = x, y; \quad \Delta \varphi = [\alpha_T T - T_0]_t - [\alpha_T (T - T_0)]_{t - \Delta t}$$

где φ — функция температурного удлинения.

Отсюда видно, что b_{ij} определяется решением на момент времени $t - \Delta t$ и известным значением $\Delta \varphi$. Нелинейность, связанная с условием текучести, находится в функции ψ состояния материала в элементарном объеме в момент времени t .

Допустим, что значение $\psi(x, y, t)$ известно. Решив (4) относительно напряжений, получим

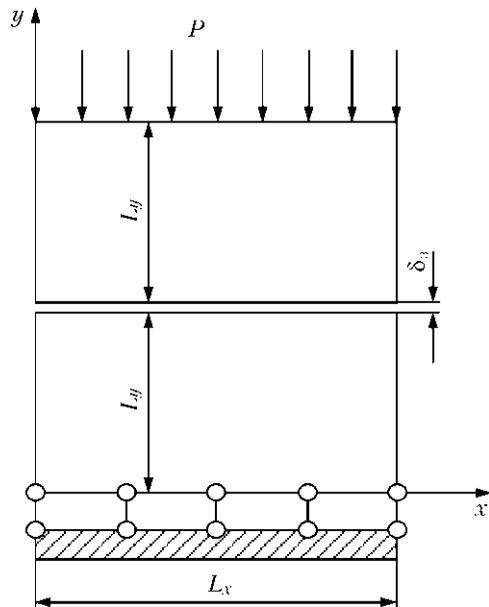


Рис. 1. Расчетная схема сварного соединения



$$\begin{aligned} \sigma_{xx} &= A_1 \Delta \varepsilon_{xx} + A_2 \Delta \varepsilon_{yy} + Y_{xx}; \\ \sigma_{yy} &= A_1 \Delta \varepsilon_{yy} + A_2 \Delta \varepsilon_{xx} + Y_{yy}; \\ \sigma_{xy} &= \frac{1}{\psi} \Delta \varepsilon_{xy} + Y_{xy}; \\ \sigma_{zz} &= \sigma_{xz} = \sigma_{yz} = 0, \end{aligned} \quad (5)$$

где $A_1 = \frac{2\psi + K}{\psi(\psi + 2K)}$; $A_2 = \frac{\psi - K}{\psi(\psi + 2K)}$; $Y_{xx} = A_1 b_{xx} + A_2 b_{yy}$; $Y_{yy} = A_1 b_{yy} + A_2 b_{xx}$; $Y_{xy} = b_{xy}/\psi$.

Соотношения между приращением деформации $\Delta \varepsilon_{ij}$ и компонентами вектора приращения перемещения ΔU_i можно представить в виде

$$\begin{aligned} \Delta \varepsilon_{xx} &= \frac{\partial \Delta U_x}{\partial x}; \\ \Delta \varepsilon_{yy} &= \frac{\partial \Delta U_y}{\partial y}; \\ \Delta \varepsilon_{xy} &= \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \Delta U_y}{\partial x} + \frac{\partial \Delta U_x}{\partial y} \right). \end{aligned} \quad (6)$$

Уравнение совместности деформаций имеет вид

$$\frac{\partial^2 \Delta \varepsilon_{xx}}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \Delta \varepsilon_{yy}}{\partial x^2} = 2 \frac{\partial^2 \Delta \varepsilon_{xy}}{\partial x \partial y}. \quad (7)$$

Уравнения равновесия можно представить как

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} = 0; \quad \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} = 0. \quad (8)$$

Условия на контуре пластины в точке с нормалью n , т. е. на участке границы, где приложены усилия Γ_p , находим из выражений

$$\begin{aligned} \sigma_{xx} \cos(n, x) + \sigma_{xy} \cos(n, y) &= P_x; \\ \sigma_{xy} \cos(n, x) + \sigma_{yy} \cos(n, y) &= P_y \end{aligned} \quad (9)$$

где P_x, P_y — проекции приложения усилий на осях x и y .

На участке границы, где заданы смешанные граничные условия Γ_u

$$\Delta U_x = \Delta U_x^0; \quad \Delta U_y = \Delta U_y^0. \quad (10)$$

Смешанные условия на части контура Γ_{Pu} получаются путем соответствующего сочетания условий (9) и (10). При известном значении $\psi(x, y, t)$ уравнения (5) – (10) полностью определяют дифференциальную формулировку краевой задачи по вычислению $\sigma_{ij}, \varepsilon_{ij}, U_i$.

Рассмотрим вариационную формулировку этой задачи, что важно при реализации решения методом конечных элементов. Для этого используем функционал

$$\begin{aligned} \mathcal{E}_1 = -\frac{1}{2} \int_S \{ (\sigma_{xx} + Y_{xx}) \Delta \varepsilon_{xx} + (\sigma_{yy} + Y_{yy}) \Delta \varepsilon_{yy} + \\ + 2(\sigma_{xy} + Y_{xy}) \Delta \varepsilon_{xy} \} dx dy + \int_{\Gamma} P_i \Delta U_i d\Gamma. \end{aligned} \quad (11)$$

Из работ [7, 8] следует, что абсолютный минимум \mathcal{E}_1 для кинематически возможных $\Delta \varepsilon_{ij}$ отвечает действительному распределению приращений деформаций $\Delta \varepsilon_{ij}$ и соответствующим им приращениям ΔU_i , которые являются решением краевой задачи (5) – (10).

С учетом выражения (11) интеграл по области S заменяется суммой интегралов по конечным элементам ΔS , деформации $\Delta \varepsilon_{ij}$ выражаются через ΔU_i , а напряжения σ_{ij} — через $\Delta \varepsilon_{ij}$. Производные в (6) для каждого ΔS выражаются через ΔU_i в узловых точках. Аналогично поступаем и с интегралом по Γ . Таким образом, функционал \mathcal{E}_1 будет представлен квадратичной формой через известные величины ΔU_x и ΔU_y в узлах сетки.

Минимизация $\partial \mathcal{E}_1 / \partial \Delta U_x = 0, \partial \mathcal{E}_1 / \partial \Delta U_y = 0$ дает систему линейных относительно ΔU_i (при известной функции ψ) алгебраических уравнений.

Определив ΔU_i , вычисляем $\Delta \varepsilon_{ij}$ и σ_{ij} . По полученным значениям σ_{ij} уточняется функция ψ . Для этих целей возможны различные итерационные процессы, из которых достаточно эффективным является процесс, описанный в работах [7, 8].

Для проведения расчетов упругопластических напряжений, возникающих в образцах из алюминид титана γ -TiAl в момент прохождения реакции СВС в нанослойной фольге, использовали теплофизические и механические характеристики алюминид титана, приведенные ниже:

коэффициент теплопроводности материала пластин λ , Дж/(м ³ ·К) [9]	0,25
коэффициент объемной теплоемкости материала пластин c_v , Дж/(м ³ ·К) [9]	0,8
предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа [10]	510
модуль Юнга E , МПа [11]	$1,2 \cdot 10^5$
КТЛР α , °С ⁻¹ [12]	$10,8 \cdot 10^{-6}$

Коэффициенты λ и c_v для алюминид титана брались средними от значений данных величин для титана и алюминия. Характер изменения напряженного состояния и уровень микродеформаций поверхностного слоя соединяемых материалов при прохождении реакции СВС в нанослойной фольге показан на рис. 2, из которого видно, что при резком повышении температуры в стыке до 1200 °С происходит скачок сжимающих напряжений ($\sigma_{xx} = 204$ МПа). Они сменяются растягивающими, которые за 0,3 с достигают 575 МПа. Протекание реакции СВС также приводит к повышению напряжений σ_{yy} с 8 до 18 МПа, что более чем в 2 раза превышает значение давления предварительного поджатия. Рас-

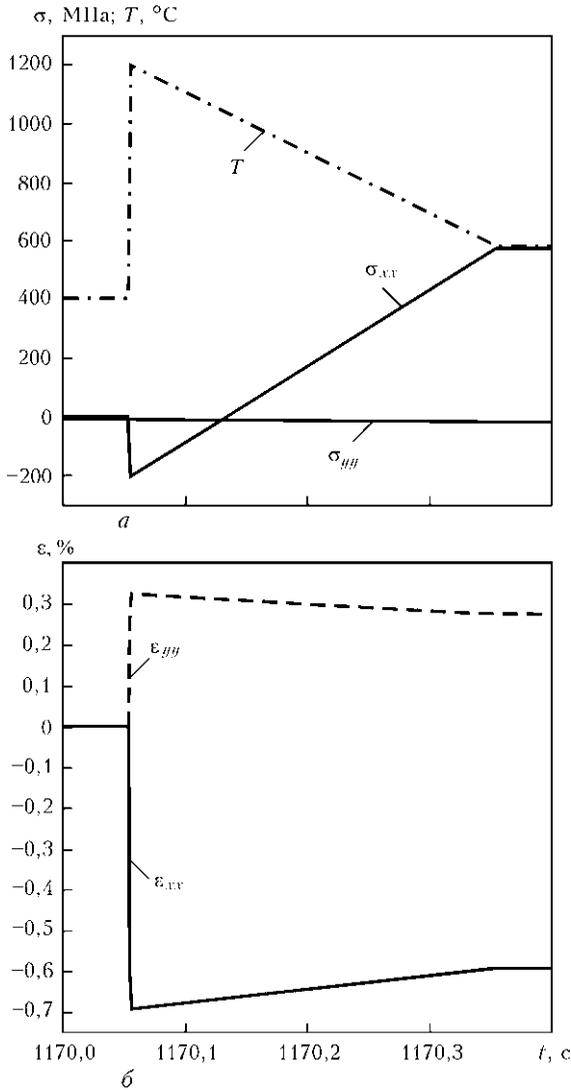


Рис. 2. Кривые напряжений σ_{xx} и σ_{yy} (а), деформаций ϵ_{xx} и ϵ_{yy} (б) в приконтактных объемах свариваемых пластин при прохождении реакции СВС

четные значения микродеформаций приконтактного поверхностного слоя ($\delta \sim 20$ мкм) составляют не более 0,7 % (рис. 2, б).

Таким образом, полученные результаты расчета свидетельствуют о том, что протекание реакции СВС в промежуточной прослойке приводит к значительному по интенсивности динамическому деформационному воздействию на свариваемые

поверхности. Термический «удар» наряду с локальным повышением температуры активизирует диффузионные процессы в поверхностных слоях свариваемых материалов и обеспечивает условия для формирования неразъемных соединений трудносвариваемых материалов.

1. *Получение неразъемных соединений сплавов на основе γ -TiAl с использованием нанослойной прослойки Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме / А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, А. Я. Ищенко и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 1. — С. 17–21.*
2. *Дослідження дифузійних процесів у зварних з'єднаннях алюмініду титану (TiAl) / Г. К. Харченко, В. Ф. Мазанко, А. І. Устинов та ін. // Вісн. ЧДТУ. Сер. Технічні науки. — 2009. — № 37. — С. 117–119.*
3. *Елкина Н. А., Носырев А. Н., Хвестюк В. И. Исследование процессов получения фольг интерметаллидов TiAl из многослойных бинарных систем методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза // Материалы XXXIII Междунар. конф. по физике плазмы и УТС, Звенигород, 13–17 февр. 2006 г. — www.fpl.gpi.ru/Zvenigorod/XXXIII/Pt/ru/BL-Khvesyuk.doc.*
4. *Безгазовое горение многослойных биметаллических нанопленок Ti/Al / А. С. Рогачев, А. Э. Григорян, Е. В. Илларионова и др. // Физ. горения и взрыва. — 2004. — 40, № 2. — С. 45–51.*
5. *Мешков Ю. Я., Герцирикен Д. С., Мазанко В. Ф. К вопросу о механизме ускоренного массопереноса в металлах в условиях импульсных нагрузжений // Металлофиз. — 1996. — 18, № 4. — С. 52–53.*
6. *Массоперенос в металлах при низких температурах в условиях внешних воздействий / Д. С. Герцирикен, В. Ф. Мазанко, В. М. Тышкевич, В. М. Фальченко. — Киев: Изд. ИМФ НАНУ, 1999. — 436 с.*
7. *Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976. — 320 с.*
8. *Numerical methods of the predictions of welding stresses and distortions / V. I. Makhnenko, E. A. Velikoivanenko, V. E. Pochinok et al. / Ed. B. E. Paton. — Harwood: Harwood acad. publ., 2001. — 147 p. — (Welding and Surfacing Rev., vol. 13, pt. 1).*
9. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справ. / Под ред. Б. Е. Неймарка. — М.: Л.: Энергия, 1967. — 240 с.*
10. *Полькин И. С., Колачев Б. А., Ильин А. А. Алюминиды титана и сплавы на их основе // Технология легких сплавов. — 1997. — № 3. — С. 32–39.*
11. *Исследование методом автоматического индентирования соединений алюминидов титана с титановым сплавом BT8 / В. Ф. Горбань, Г. К. Харченко, Ю. В. Фальченко и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 12. — С. 20–23.*
12. *The use of cast Ti-48Al-2Cr-2Nb in jet engines / P. Bartolotta, J. Barrett, T. Kelly, R. Smashey // J. of the Minerals, Metals and Materials Soc. — 1997. — 49, № 5. — P. 48–50.*

The case of welding samples of titanium aluminide through nanostructured Ti/Al interlayer was used to calculate stresses arising in the surface layers of welded intermetallide samples, initiated by intensive heat evolution at running of the reaction of self-propagating high-temperature synthesis in the interlayer.

Поступила в редакцию 28.02.2010,
в окончательном варианте 17.02.2011



ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНЫХ ШВОВ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

В. В. ГОЛОВКО, д-р техн. наук, **В. А. КОСТИН**, канд. техн. наук,
академик НАН Украины **Г. М. ГРИГОРЕНКО** (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проанализировано влияние технологических факторов (кислородный потенциал флюса, сочетание сварочная проволока – основной металл, скорость охлаждения) на механические свойства исследуемых швов высокопрочных низколегированных сталей 12ХН2МДФ и 09Г2ФБ. Полученные результаты согласуются с видом микроструктуры, составом и распределением неметаллических включений, особенностями распада аустенита в металл исследуемых швов. Показано, что введение в металл швов мелкодисперсных тугоплавких включений оксидов титана и циркония позволяет достигнуть высоких показателей прочности ($\sigma_b = 700...710$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{20} = 80...100$ Дж/см²).

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочные низколегированные стали, керамический флюс, микроструктура, распад аустенита, игольчатый феррит, неметаллические включения, механические свойства

Постоянно возрастающие требования к металлоконструкциям вызывают необходимость освоения новых марок сталей с повышенным уровнем механических свойств. Наряду с низкоуглеродистыми сталями в практике металлургического производства все шире применяются высокопрочные низколегированные (ВПНЛ) стали. Система их легирования предполагает повышенное содержание элементов, упрочняющих твердый раствор, при одновременном снижении содержания углерода [1–3].

Основной задачей при сварке ВПНЛ сталей является формирование такой микроструктуры металла шва, которая обеспечивала бы как высокие механические свойства самого шва, так и равнопрочное соединение сварного шва и основного металла. Сочетание высоких показателей прочности, пластичности и вязкости может быть достигнуто при образовании в структуре металла шва высокого содержания низкотемпературных форм феррита мелкозернистой морфологии — игольчатого феррита (ИФ) [4, 5].

В металле швов ВПНЛ сталей образуется довольно широкий спектр микроструктур: ИФ, полигональный феррит (ПФ), Видманштеттов феррит (ВФ), феррит с упорядоченной (ФУВ) и неупорядоченной второй фазой (ФНУВ), а также микрофазы (МАК-фаза), которые формируются в процессе распада аустенита. Оптимальное сочетание прочностных и пластических свойств ме-

талла швов низколегированных сталей достигается в результате благоприятного сочетания всего комплекса ферритно-цементитных структур.

Известно [4, 6], что в этом комплексе структура ИФ имеет наиболее высокие свойства с точки зрения сопротивления хрупкому разрушению, что обусловлено ее морфологическими особенностями: ИФ преимущественно формируется внутри первичных кристаллитов; иглы ИФ имеют длину 2...8 мкм и толщину 1...2 мкм; отношение их сторон составляет 1:3...1:10; между иглами формируются высокоугловые границы с углом разориентации более 20°; на границах раздела между ферритными зернами наблюдаются микрофазы (карбиды или МАК-фаза); внутри зерен ИФ формируется высокая плотность дислокаций ($\rho = 10^{12}$ см⁻²).

На образование ИФ влияет целый ряд факторов, а именно: химический состав металла швов, скорость охлаждения в температурном интервале 800...500 °С, содержание кислорода в шве, размер первичного аустенитного зерна, состав, размер и распределение неметаллических включений.

Вместе с тем анализ литературных данных показывает, что в ряде случаев не удается добиться высокой хладостойкости металла швов ВПНЛ сталей, несмотря на наличие в них структуры ИФ [6, 7]. Согласно их результатам возможно снижение ударной вязкости, несмотря на наличие в шве большого содержания ИФ (свыше 70 %). Следует отметить, что такое снижение наблюдалось на швах с содержанием углерода 0,12...0,15 %, что, возможно, связано с влиянием неучтенного структурного фактора.

С точки зрения дальнейшего повышения показателей прочности, пластичности и ударной вязкости металла швов и сварных соединений не-



обходимо формирование в шве бейнитных структур, предпочтительно нижнего бейнита. Этому должно способствовать введение в расплав легирующих элементов, образующих карбиды с температурой плавления выше температуры металла сварочной ванны в количестве, которое не превышает их предельную растворимость в аустените. В наибольшей степени таким условиям отвечают такие легирующие элементы, как молибден, ванадий, ниобий.

Растворенный в аустените ниобий способствует снижению температуры A_{c3} , что вызывает замедление диффузионных процессов и способствует формированию структур реечного бейнита и мартенсита. Карбиды ванадия и молибдена, сосредотачиваясь на границе $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, способствуют измельчению образующихся зерен феррита.

Цель настоящей работы заключалась в выборе металлургических (окислительный потенциал флюса; легирование флюса оксидами тугоплавких элементов) и технологических (сочетание основного металла и сварочной проволоки, скорость охлаждения) факторов, обеспечивающих высокий уровень механических свойств сварных швов ВПНЛ сталей.

Исследования предполагали оценку влияния легирования металла швов молибденом, ванадием и ниобием на структуру и свойства металла сварных швов.

Для решения поставленной задачи приготовили две серии образцов металла швов. Для легирования металла швов молибденом использовали сварочные проволоки Св-08Г1НМА и Св-10ГНМДТА, а с целью введения в сварочную ванну ванадия и ниобия в качестве основного металла — пластины низколегированной трубной стали 09Г2ФБ.

Химический состав основного металла и сварочных проволок приведен в табл. 1. В табл. 2 показаны результаты определения химического состава металла швов, полученных при сварке проволокой Св-08Г1НМА стыковых соединений стали 12ХН2МДФ (серия ГНМ) и стыковых соединений, полученных при сварке проволокой Св-10ГНМДТА стали 09Г2ФБ (серия ГНМ-ФБ).

Сварку выполняли под тремя экспериментальными флюсами различного уровня кислородного потенциала: кислым (флюс № 13, $\lg a_{O_2} = -0,83$), нейтральным (№ 9, $\lg a_{O_2} = -1,25$) и основным (№ 19, $\lg a_{O_2} = -1,70$). Кислородный потенциал флюса рассчитывали по формуле

$$a_{O_2} = RTP_{O_2} \text{ (кДж/моль),}$$

где R — универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К); T — температура, К; P_{O_2} — парциальное давление кислорода над расплавом шлака.

Шлаковая основа опытных флюсов была построена на основе Al_2O_3 -MgO-SiO₂-CaF₂. С целью

Таблица 1. Химический состав основного металла и сварочных проволок, мас. %

Сталь/проволока	C	Mn	Si	S	P	Ti	Ni	Mo	Al	V	Nb	Cu
Серия ГНМ												
12ХН2МДФ	0,088	0,44	0,253	0,005	0,010	—	2,16	0,27	0,011	0,015	0,005	0,47
Св-08Г1НМА	0,080	1,01	0,050	0,012	0,009	—	1,24	0,25	—	—	—	0,05
Серия ГНМ-ФБ												
09Г2ФБ	0,090	1,70	0,22	0,004	0,008	—	<0,01	0,01	0,035	0,06	0,035	0,01
Св-10ГНМДТА	0,010	1,41	0,22	0,009	0,012	0,08	1,10	0,20	—	—	—	0,45

Таблица 2. Химический состав металла исследуемых швов, мас. %

Серия шва	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	V	Nb	O
ГНМ13	0,070	0,51	0,382	0,009	0,012	0,18	1,67	0,26	0,010	0,001	0,005	0,002	0,120
ГНМ09	0,063	0,53	0,265	0,009	0,013	0,20	1,52	0,25	0,014	0,001	0,007	0,002	0,522
ГНМ19	0,058	0,58	0,152	0,008	0,013	0,21	1,51	0,25	0,016	0,001	0,009	0,002	0,351
ГНМ13ФБ	0,087	1,38	0,453	0,009	0,016	0,08	0,38	0,10	0,021	0,013	0,023	0,013	0,152
ГНМ09ФБ	0,081	1,45	0,331	0,004	0,015	0,06	0,39	0,11	0,026	0,017	0,027	0,015	0,035
ГНМ19ФБ	0,087	1,59	0,247	0,002	0,015	0,06	0,37	0,12	0,033	0,021	0,040	0,020	0,023
ГНМ-TiO ₂	0,059	1,40	0,533	0,011	0,015	0,25	0,46	0,53	0,019	0,019	0,040	0,006	0,071
ГНМ-ZrO ₂	0,052	1,39	0,499	0,010	0,014	0,24	0,46	0,53	0,020	0,026	0,040	0,006	0,078



Таблица 3. Механические свойства металла исследуемых швов (среднее значение по трем измерениям)

Серия шва	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж/см ² , при T, °C		
					20	0	-20
ГНМ13	473,45	617,65	21,50	53,25	38,6	24,3	16,5
ГНМ09	491,80	603,20	23,50	62,90	48,2	26,7	20,7
ГНМ19	500,85	620,50	23,25	66,10	48,5	40,4	16,9
ГНМ13ФБ	534,15	667,85	26,20	58,85	54,4	35,8	25,9
ГНМ09ФБ	545,45	681,55	26,15	68,85	176,8	112,6	58,7
ГНМ19ФБ	523,70	688,80	23,85	69,90	45,9	22,6	13,5
ГНМ-TiO ₂	631,45	712,25	26,50	64,95	125,7	99,5	79,5
ГНМ-ZrO ₂	627,85	706,75	25,85	64,00	114,5	109,9	102,8

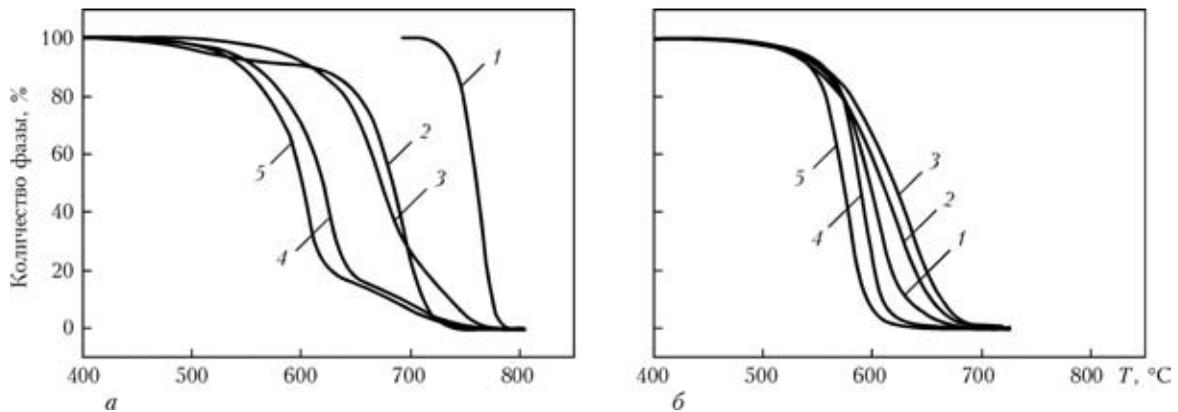


Рис. 1. Влияние скорости охлаждения 1 (а) и 10 (б) °C/c на характер распада аустенита в исследуемых швах: 1 — ГНМ09ФБ; 2 — ГНМ19ФБ; 3 — ГНМ13ФБ; 4 — ГНМ-ZrO₂; 5 — ГНМ-TiO₂

изучения возможности управления размерами ферритных зерен в одной из серий опытов (ГНМ-TiO₂) в шихту флюса вводили оксид титана, а в другом (ГНМ-ZrO₂) — оксид циркония.

В экспериментах использовали следующие режимы сварки: постоянный ток обратной полярности $I_{CB} = 700...720$ А; $U_d = 35...36$ В; $v_{CB} = 6,9...7,0$ мм/с.

Влияние технологических факторов (кислородного потенциала флюса, системы сварочная проволока–основной металл, скорости охлаждения) на механические свойства исследуемых швов приведено в табл. 3.

Использование сварочной проволоки Св-08Г1НМА при сварке стали 12ХН2МДФ дает достаточно низкие показатели предела текучести (473...500 МПа) и ударной вязкости, особенно при низких температурах испытаний -20 °C (16...20 Дж/см²). Уменьшение кислородного потенциала флюса ($\lg a_O: -0,83 \rightarrow -1,25 \rightarrow -1,70$) практически не влияет на эти показатели. Использование сварочной проволоки Св-10ГНМДТА при сварке стали 09Г2ФБ, приводящее к легированию швов ванадием и ниобием, повышает как общий уровень прочности металла швов (предел текучести 520...545 МПа), так и их ударную вязкость (13...58 Дж/см²), причем наиболее благоприятно

использование нейтрального флюса с уровнем кислородного потенциала $\lg a_O = -1,25$ (шов серии ГНМ09ФБ), что позволяет достичь уровня ударной вязкости около 60 Дж/см² при температуре испытаний -20 °C. Наилучшим сочетанием прочности и ударной вязкости характеризуются образцы металла швов, полученных на аналогичной комбинации сварочной проволоки и основного металла, с использованием керамического флюса основного типа с добавками оксидов титана и циркония (серии ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂), позволившие достигнуть предела прочности 700...710 МПа и ударной вязкости 80...100 Дж/см² при температуре испытаний -20 °C. Результаты оценки влияния скорости охлаждения на особенности распада аустенита в металле исследуемых швов представлены на рис. 1. Исследования, проведенные на установке моделирования физического состояния сварки Gleeble 3800, показали, что при низких скоростях охлаждения (1 °C/c) металла шва в температурном интервале 800...500 °C в швах серии ГНМ-ФБ распад аустенита происходит в области высоких температур превращения (650...750 °C). С увеличением скорости охлаждения (10 °C/c) область распада аустенита смещается в область температур 570...650 °C. В швах серий ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ даже при низких скоростях охлаждения (1 °C/c) распад аустенита про-



исходит в области 550...650 °С (рис. 1), т. е. в области промежуточного превращения.

Для объяснения полученных результатов провели исследования структуры и фазового состава металла швов. Количество структурных составляющих в металле швов приведено в табл. 4.

Микроструктуры сварных швов исследуемых образцов приведены на рис. 2. Микроструктуры швов серии ГНМ (рис. 2, а, б) вне зависимости от уровня кислородного потенциала в основном состоят из грубоигольчатых ферритных образований и протяженных выделений ПФ вдоль границ первичных кристаллитов.

Микроструктура швов, легированных молибденом, ванадием и ниобием, полученная под кислым флюсом ГНМ13ФБ (рис. 2, в), состоит из

большого количества (до 72 %) классического ИФ при умеренном содержании ПФ и полиэдрического феррита (ПЭФ). Шов, выполненный под нейтральным флюсом ГНМ09ФБ, имеет наибольшее количество ИФ (80 %) в металле шва и наименьшее соответственно ПФ. Микроструктура серии шва ГНМ19ФБ (табл. 4) состоит из разнообразных структурных составляющих: ИФ, ПЭФ, ПФ, пластинчатого феррита (ФПл), верхнего (БВ) и нижнего (БН) бейнита, причем доля ИФ оказывается незначительной (до 20 %).

Микроструктуры швов серий ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ состоят почти полностью из мелкодисперсного ИФ, наблюдается минимальное количество ПФ (рис. 2, д, е, табл. 4).

В связи с тем, что на структуру швов большое влияние оказывают неметаллические включения, проведен анализ состава (табл. 5, рис. 3), объемной доли (табл. 5) и распределения неметаллических включений по размерам (рис. 3), который показал, что с увеличением окислительного потенциала используемого флюса объемная доля неметаллических включений в металле швов возрастает (табл. 5), а размер включений уменьшается до 0,3...0,5 мкм (рис. 3, в, г).

Анализ результатов механических испытаний металла исследуемых швов показал нецелесообразность использования при сварке стали 12ХН2МДФ сварочной проволоки Св-08Г1НМА, так как вне зависимости от уровня кислородного потенциала флюса достигаются довольно низкие показатели предела текучести (473...500 МПа) и ударной вязкости, особенно при низких температурах испытаний -20 °С (16...20 Дж/см²). Анализ проведенных металлографических исследований показал, что в первую очередь это связано с формированием грубоигольчатого феррита и большого количества ПФ вдоль границ первичных кристаллитов (см. рис. 2, а, б). Это обусловлено значительным содержанием в металле швов данной серии (ГНМ, см. табл. 2) никеля (1,5...1,6 %), молибдена (0,25...0,26 %), при незначительном содержании титана (0,001 %), ванадия (0,005...0,009 %) и ниобия (0,002 %). Таким образом, металл исследуемых швов оказался «перелегирован» никелем и молибденом. Отрицательное влияние оказали и формирующиеся крупные (свыше 1,5 мкм) неметаллические включения.

Более благоприятным является сочетание стали 09Г2ФБ и проволоки Св-

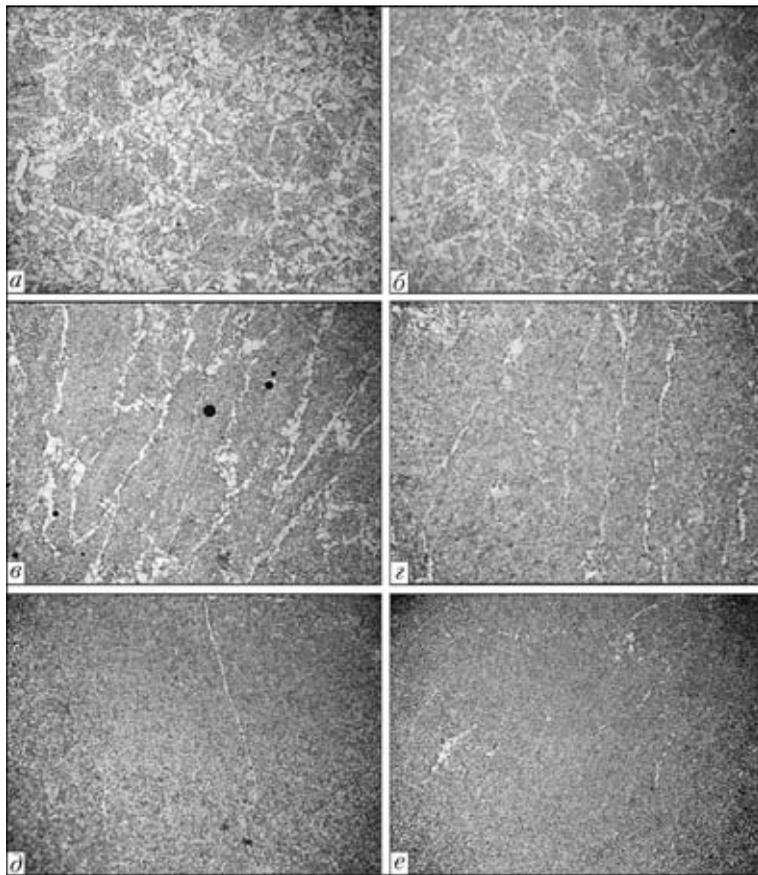


Рис. 2. Микроструктуры (×200) в центре шва образца: а — ГНМ13; б — ГНМ9; в — ГНМ13ФБ; г — ГНМ19ФБ; д — ГНМ-TiO₂; е — ГНМ-ZrO₂

Таблица 4. Количество структурных составляющих в исследуемых швах, %

Серия шва	ИФ	ПЭФ	ПФ	ФПл	БН	БВ	Размер аустенитного зерна, мкм
ГНМ13ФБ	72	17	11	—	—	—	400
ГНМ09ФБ	80	9	11	—	—	—	350
ГНМ19ФБ	20	18	10	7	6	24	300
ГНМ-TiO ₂	95	3	2	—	—	—	50
ГНМ-ZrO ₂	97	1	2	—	—	—	50

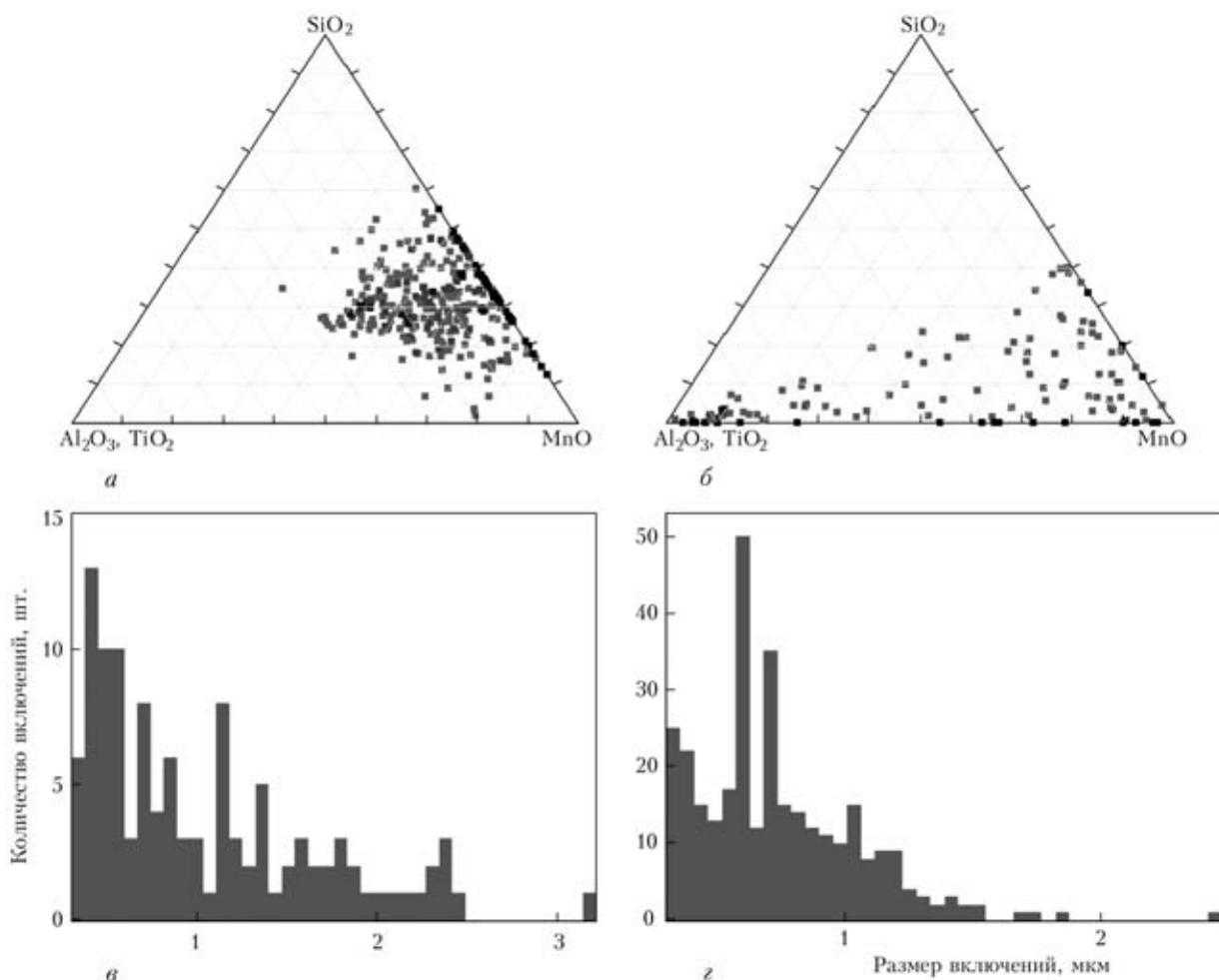


Рис. 3. Характер распределения неметаллических включений по составу (а, б) и размерам (в, з) в образцах ГНМ-TiO₂ (а, в) и ГНМ09ФБ (б, з)

10ГНМДТА. Использование при сварке стали 09Г2ФБ сварочной проволоки Св-10ГНМДТА приводит к тому, что уровень содержания никеля (0,37...0,39 %) и молибдена (~0,1 %) в металле швов оказывается значительно ниже, чем в предыдущей комбинации материалов (см. табл. 2). К тому же увеличивается легирование металла швов титаном (0,01...0,02 %), ванадием (0,02...0,04 %) и ниобием (0,01...0,02 %), в результате чего повышается как общий уровень прочности металла швов (предел текучести 520...545 МПа), так и их ударной вязкости (13...58 Дж/см²). Наилучшие показатели механических свойств достигнуты при использовании нейтрального флюса ($\lg a_{\text{O}} = -1,25$, серия шва ГНМ09ФБ), который позволил достичь уровня около 60 Дж/см² при температуре испытаний – 20 °С.

Полученные результаты нашли свое объяснение в ходе анализа микроструктуры металла швов серии ГНМ-ФБ.

Анализ структурного состояния исследуемых швов показал, что высокая засоренность шва ГНМ13ФБ (кислый флюс) неметаллическими включениями размером свыше 1 мкм способству-

ет формированию сплошных выделений оторочек ПФ по границам зерен.

Микроструктура шва серии ГНМ09ФБ состоит из мелкодисперсного ИФ (~80 %) и незначительного количества ПФ, что и обеспечивает высокие механические свойства шва. Оптимальное содержание дисперсных карбидов титана (6,86 %) и мелких включений оксидного типа (9,68 %, табл. 5) в микроструктуре позволило обеспечить в металле шва серии ГНМ09ФБ, полученного при сварке под нейтральным флюсом, благоприятное сочетание показателей прочности, пластичности и вязкости (см. табл. 3). При этом лидирующую роль в упрочнении ферритной матрицы стало играть не дисперсионное, а зернограничное упрочнение, отличительной особенностью которого является положительное влияние на повышение как показателей прочности, так и вязкости металла.

В формировании механических свойств металла в структуре шва серии ГНМ19ФБ оказался слишком велик вклад дисперсионного упрочнения, что вызвано высоким содержанием мелкодисперсных (< 0,3 мкм, табл. 5) включений в структуре швов. Рентгеноспектральный анализ этих включений показал, что в них содержится



Таблица 5. Химический состав, общая доля неметаллических включений $V_{Н.В.}$, доля мелкодисперсных включений ($V_{<0,3}$) в металле исследуемых швов

Серия шва	Содержание элементов во включениях, мас. %						$V_{Н.В.}$, %	$V_{<0,3}$, %
	O	Al	Si	S	Ti	Mn		
ГНМ13ФБ	25,05	5,27	15,56	1,86	3,57	48,69	0,86	11,40
ГНМ09ФБ	38,74	24,09	3,17	1,07	6,86	26,07	0,21	9,68
ГНМ19ФБ	43,81	29,39	1,08	0,79	5,82	19,12	0,10	21,56
ГНМ-TiO ₂	28,44	6,62	13,56	3,34	5,47	42,56	0,33	80,34
ГНМ-ZrO ₂	35,05	6,61	8,15	1,83	13,05	35,3	0,47	85,72

значительное количество карбидов хрома и карбонитридов титана, которые способствуют формированию пластинчатых форм феррита, а также ВБ, характеризующихся повышенной твердостью.

Снижение температуры конца бейнитного превращения, формирование бескарбидного бейнита, сочетание содержания оксидных неметаллических включений размером до 1,0 мкм и дисперсных карбидов размером до 0,3 мкм, которое обеспечивалось соответствующим уровнем кислородного потенциала флюса № 9 ($\lg a_O = -1,25$), способствовали образованию в металле шва ГНМ09ФБ большого количества ИФ. В результате повысился уровень ударной вязкости металла швов во всем температурном интервале испытаний (см. табл. 3).

Анализ механических свойств швов серии ГНМ-ФБ показал, что хотя уровень прочности и пластичности несколько возрос (см. табл. 3) по сравнению со швами серии ГНМ, значения показателей ударной вязкости все еще остаются на довольно низком уровне, особенно в области отрицательных температур. Все это заставило искать новые комбинации составов сварочных проволок и типов сварочных флюсов с целью одновременного обеспечения высоких показателей прочности, пластичности и ударной вязкости путем перераспределения легирующих элементов (никеля, молибдена, титана, ванадия и ниобия)

между основным металлом, сварочной проволокой и флюсом.

В связи с этим на той же системе основной металл — сварочная проволока выполнили еще два шва. Исходя из анализа агломерированных флюсов, применяемых в настоящее время на трубосварочных заводах в странах Европейского Союза, Российской Федерации и Украины, для их сварки использовали опытный флюс алюминатно-основного типа ((CaO+MgO) %, (Al₂O₃ + MnO)%, SiO₂ %, CaF₂ %). В одном из вариантов в шихту флюса дополнительно вводили оксид титана (шов серии ГНМ-TiO₂), в другом — оксид циркония (шов серии ГНМ-ZrO₂) с целью изучения возможности повышения механических свойств швов за счет управления кинетикой роста ферритных зерен.

Анализ механических свойств швов с добавками оксидов титана и циркония (см. табл. 3), показал, что введение в сварочную ванну тугоплавких оксидов TiO₂ и ZrO₂ позволило повысить предел прочности до 700...710 МПа и ударной вязкости до 80...102 Дж/см² при температуре испытаний -20 °С.

Полученные результаты нашли свое объяснение при исследовании их микроструктуры. Анализ структурного состояния швов серии ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ показал, что в швах образуется почти полностью (95 %) структура ИФ (см. табл. 4 и рис. 2, д, е).

Изменение температур фазовых превращений в процессе распада аустенита в швах ГНМ-TiO₂ и ГНМ-ZrO₂ по сравнению со швами серии ГНМ-ФБ сказалось на принципиальном отличии в типе ИФ, образующегося в этих швах (рис. 4).

ИФ, образующийся в шве серии ГНМ-TiO₂ значительно мельче (до 1 мкм), чем в шве серии ГНМ19ФБ (5...10 мкм), иглы расположены более хаотично. Очевидно, это связано с влиянием как первичных оксидов титана и циркония, так и с возможностью зарождения ферритных игл на вто-

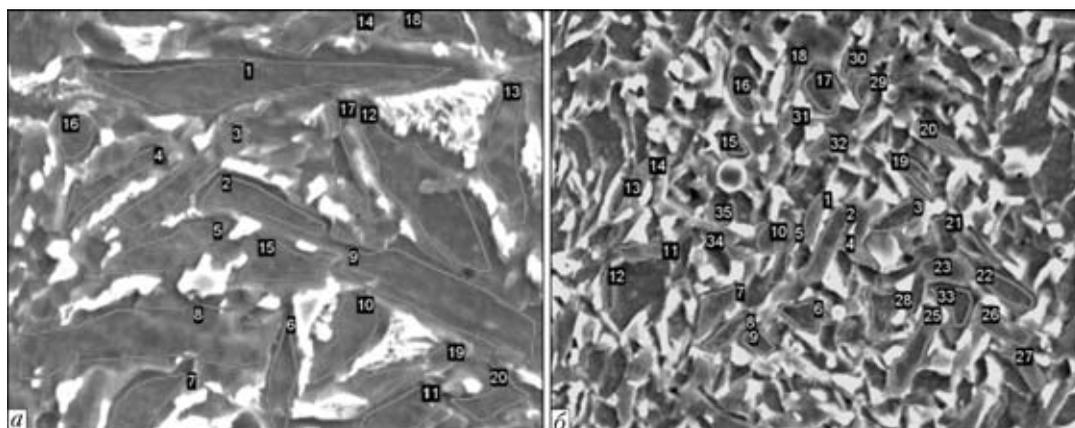


Рис. 4. Сравнение морфологии ИФ (×2000) в швах серий ГНМ19ФБ (а) и ГНМ-TiO₂ (б) (цифры — участки микроанализа)

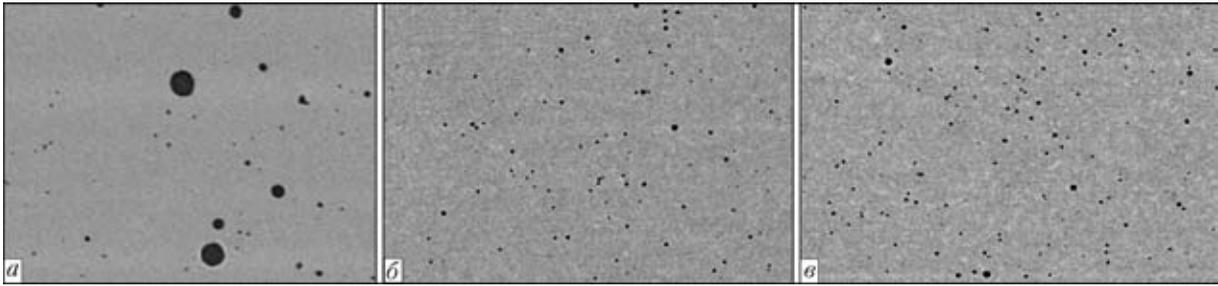


Рис. 5. Микроструктуры ($\times 1000$) неметаллических включений в исследуемых швах серий ГНМ13ФБ (а), ГНМ- TiO_2 (б), ГНМ- ZrO_2 (в)

ричных, выделившихся из расплава, оксидах. МАК-фаза, образующаяся между игл, мельче, имеет сглаженную форму (без острых углов) и равномернее распределена. Анализ содержания легирующих элементов показал, что в ферритных иглах меньше содержание марганца и кремния и выше титана и углерода.

Дополнительное введение в шихту флюса оксидов титана TiO_2 и циркония ZrO_2 приводит к значительному увеличению количества неметаллических включений размером менее 1 мкм по сравнению со швами серии ГНМ-ФБ (рис. 5, б, в и табл. 5), способствующих образованию ИФ [8].

Анализ влияния комплексного легирования металла швов на кинетику распада аустенита (см. рис. 1) показал существенное отличие, которое оказывают мелкодисперсные включения оксидов титана и циркония на этот процесс. Очень пологая часть кривой распада аустенита в температурном интервале $750...650\text{ }^{\circ}C$ свидетельствует, что в этих швах распад аустенита в области диффузионного ферритного превращения практически не происходит, тогда как основная часть распада происходит при температурах $600...500\text{ }^{\circ}C$, т. е. в области низкотемпературного бейнитного (промежуточного) превращения.

Повышение скорости охлаждения в температурном интервале $800...500\text{ }^{\circ}C$ от 1 до $10\text{ }^{\circ}C/c$, сдвигает температуру распада аустенита в область более низких температур, нивелируя различия в характере распада для всех исследуемых швов (см. рис. 1).

Комплексное легирование металла швов элементами, стабилизирующими аустенитную фазу (марганец, никель, молибден), а также ванадием и титаном, которые образуют нестойкие при высоких температурах карбиды, приводит к образованию крупных ($300...400\text{ мкм}$) первичных зерен аустенита и формированию вторичной структуры с повышенным содержанием хрупких структурных составляющих. Введение в металл швов мелкодисперсных тугоплавких включений оксидов титана и циркония позволило значительно снизить размер первичного аустенитного зерна (до 50 мкм) и сдвинуть область превращения в зону низких температур, что способствует фор-

мированию ИФ (до $95...97\%$). В этом случае металл сварных швов обеспечивает оптимальное сочетание показателей прочности, пластичности и вязкости до уровня, соответствующего требованиям, предъявляемым к металлу швов категории прочности К65 ($\sigma_{0.2} > 570\text{ МПа}$, $\sigma_B > 620...700\text{ МПа}$, $KCV_{-20} > 98\text{ Дж/см}^2$ — технические требования Харцызского трубного завода) и выше.

Таким образом, для обеспечения сочетания высоких показателей прочности, пластичности и ударной вязкости вторичная микроструктура металла сварных швов исследованной системы легирования должна формироваться в низкотемпературной области бейнитных превращений и содержать более 50% структурных составляющих с повышенной вязкостью (бескарбидный бейнит, ИФ). Размер ферритных зерен такой структуры не должен превышать 100 мкм (оптимально до 50 мкм). Добиться формирования мелкозернистой структуры необходимо путем введения в металл шва ниобия и ванадия и образования их карбидов. Комплексное легирование сварного шва (никелем, молибденом, титаном, ванадием и ниобием) ограничивается требованием, в соответствии с которым твердорастворное упрочнение структуры должно быть ниже зернограницного и дисперсионного упрочнения. Параметры сварочных материалов должны обеспечить образование в металле швов мелкодисперсных неметаллических включений и карбидов (карбонитридов) легирующих элементов (титана, ванадия, молибдена).

Выводы

1. Исследования подтвердили преимущества использования агломерированных (керамических) флюсов при сварке ВПНЛ сталей. Для повышения механических свойств металла сварных швов ВПНЛ сталей следует использовать керамические флюсы алюминатно-основного типа, что позволит одновременно поднять прочность, пластичность и ударную вязкость металла швов.

2. Нецелесообразно использовать при сварке стали 12ХН2МДФ сварочную проволоку Св-08Г1НМА, так как вне зависимости от уровня кислородного потенциала флюса достигаются довольно



низкие показатели прочности ($\sigma_B = 473...500$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{-20} = 16...20$ Дж/см²).

3. Для получения высоких механических свойств при сварке стали 09Г2ФБ сварочной проволокой Св-10ГНМДТА целесообразно использовать нейтральный флюс с уровнем кислородного потенциала $\lg a_O = -1,25$. В результате комплексного легирования металла шва достигаются высокие показатели прочности ($\sigma_B = 680$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{-20} = 58$ Дж/см²).

4. Кислородный потенциал и комплексная легирующая способность сварочных материалов должны быть выбраны таким образом, чтобы обеспечить в металле швов образование неметаллических включений, состоящих преимущественно из дисперсных оксидов (размером до 1,5 мкм) и мелкодисперсных карбидов и карбонитридов (размером до 0,3 мкм). Состав и объемная доля оксидной фазы определяют условия формирования структуры ИФ, карбиды и карбонитриды контролируют образование бейнитных структур.

5. Введение в металл швов мелкодисперсных тугоплавких включений оксидов титана и циркония позволяет значительно снизить размер первичного аустенитного зерна (до 50 мкм) и сдвинуть область превращения в область низких температур, способствуя формированию полностью

игольчатой структуры (до 95...97 %). В результате комплексного легирования металла шва и введения в шов оксидов титана и циркония достигаются высокие показатели прочности ($\sigma_B = 700...710$ МПа) и ударной вязкости ($KCV_{-20} = 80...100$ Дж/см²).

1. Гольдштейн М. И., Фарбер В. М. Дисперсионное упрочнение стали. — М.: Металлургия, 1979. — 208 с.
2. Роль ванадия в микролегированных сталях / Р. Лагнелборг, Т. Сивецки, С. Заяц, Б. Хатчитсон. — Екатеринбург: Изд. центр «Мария», 2001. — 107 с.
3. Ниобийсодержащие низколегированные стали / Ф. Хайстерками, К. Хулка, Ю. И. Магросов и др. — М.: Интермет Инжиниринг, 1999. — 94 с.
4. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов (Обзор) / И. К. Походня, В. В. Головкин, А. В. Денисенко, В. Ф. Грабин // Автомат. сварка. — 1999. — № 2. — С. 2–10.
5. Ito G., Nakanishi M. Study on charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XI-A-113–75).
6. Svensson L.-E., Grefott B. Microstructure and impact toughness of C–Mn weld metals // Welding Res. Supp. — 1990. — Dec. — P. 454–461.
7. Evans G. M. The effect of carbon on the microstructure and properties of C–Mn all-weld-metal deposits. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-546–81).
8. Cole W., Colvin P. Submerged arc welding of higher tensile steels // Metal Constr. and British Welding J. — 1971. — 3. — P. 131–135.

Influence of technological factors (oxygen potential of the flux, «welding wire-base metal, cooling rate» combination) on mechanical properties of the studied welds on high-strength low-alloyed 12KhN2MDF and 09G2FB steels was analyzed. Derived results are in agreement with the type of microstructure, composition and non-metallic inclusion distribution, features of austenite decomposition in the studied weld metal. It is shown that addition of finely-dispersed refractory inclusions of titanium and zirconium oxides to the weld metal allows achievement of high values of strength ($\sigma_B = 700 ... 710$ МПа) and impact toughness ($KCV_{-20} = 80...100$ J/cm²).

Поступила в редакцию 11.03.2011

XII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ПРАКТИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ВОССТАНОВИТЕЛЬНАЯ ЭНЕРГЕТИКА XXI СТОЛЕТИЯ»

12–16 сентября 2011

Крым, Украина,
пгт Николаевка, панс. «Энергетик»

Организаторы: Институт восстановительной энергетики НАН Украины, МНТЦ ветроэнергетики НАН Украины

Тематика конференции: комплексные системы ВДЭ, ветроэнергетика, солнечная энергетика, энергия биомассы, гидроэнергетика, геотермальная энергетика, водородная энергетика, энергия окружающей среды, интеллектуальные сети, энергетические парки

Контактный адрес: nilolaevka2010@gmail.com



О ДЕМПФИРОВАНИИ КОЛЕБАНИЙ СВАРОЧНОГО ТОКА ПРИ РОБОТИЗИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ СВАРКЕ

Г. А. ЦЫБУЛЬКИН, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена возможность демпфирования нежелательных колебаний тока в сварочной цепи. Выведен критерий, позволяющий судить о демпфирующих свойствах сварочной цепи непосредственно по ее параметрам.

Ключевые слова: роботизированная дуговая сварка, плавящийся электрод, устойчивость процесса, аperiodические режимы, демпфирование колебаний сварочного тока

Характер динамических процессов, протекающих в сварочной цепи при дуговой сварке плавящимся электродом, определяется, как известно, параметрами самой цепи. Одним из основных требований к выбору этих параметров является обеспечение устойчивой динамики для широкого класса используемых режимов. Поэтому вопросам устойчивости в свое время уделялось достаточно большое внимание. В частности, были глубоко изучены условия устойчивости для случая фиксированных параметров и получены соответствующие критерии [1–4]. Результаты последующих исследований [5–8] касались вопросов устойчивости при механизированной и автоматизированной дуговой сварке. В последнее время исследовано влияние на устойчивость параметрических возмущений, вызванных флуктуациями электрического поля в столбе дуги [9] и неконтролируемым изменением в процессе сварки контактного сопротивления в токоподводящем наконечнике горелки [10]. Изучено также влияние на устойчивость так называемых малых параметров, в частности, инерционности дугового разряда [11].

В этой связи следует заметить, что при ручной дуговой сварке условия устойчивости практически выполняются во всем диапазоне используемых сварочных токов. Это обусловлено прежде всего тем, что крутизна внешней характеристики источника сварочного тока выбирается, как правило, крутопадающей, а сварочные электроды используют достаточно большого диаметра. Такое сочетание параметров, как показано ниже, обеспечивает не только устойчивый, но и аperiodический режим, при котором переходные процессы в сварочной цепи протекают без свободных (собственных) колебаний, что благоприятно сказывается на качестве самого процесса сварки.

Несколько иначе дело обстоит при роботизированной дуговой сварке. Отличительной особенностью является то, что используют плавящуюся

электродную проволоку малого диаметра, а источники сварочного тока — с более жесткими внешними характеристиками. Именно в этом случае может произойти так называемая потеря аperiodичности и, как следствие, из-за различного рода возмущений (особенно в начале сварки) в сварочной цепи могут возникать колебательные процессы, не способствующие качественно выполнению сварки. Для демпфирования нежелательных колебаний сварочного тока нужно прежде всего располагать условиями (критериями), при выполнении которых в сварочной цепи протекают лишь аperiodические процессы.

Таким образом, появляется необходимость в установлении самого критерия аperiodичности, который можно было бы использовать при подготовке оборудования для роботизированной дуговой сварки. В настоящей работе выводится такой критерий.

Рассмотрим сварочную цепь как систему с отрицательной обратной связью по скорости плавления электрода. Благодаря этой обратной связи скорость плавления электрода, длина дуги и сварочный ток в процессе сварки автоматически поддерживаются на определенном уровне (в литературе этот эффект известен как саморегулирование дуги).

Согласно [12] в динамическом отношении рассматриваемую систему можно представить одним «свернутым» звеном с операторной передаточной функцией

$$W(D) = \frac{\Delta v_m(t)}{\Delta v_e(t)} = \frac{1}{T_e T_s D^2 + T_s D + 1}, \quad (1)$$

где $D = d/dt$ — оператор дифференцирования; t — текущее время; $\Delta v_m(t)$, $\Delta v_e(t)$ — отклонения скорости соответственно плавления и подачи электрода от номинальных значений; T_e , T_s — постоянные времени, определяемые соотношениями

$$T_e = \frac{L}{R_*}, \quad (2)$$



$$T_s = \frac{R_*}{EM} \quad (3)$$

Здесь L — индуктивность сварочной цепи; E — напряженность электрического поля в столбе дуги; $M \equiv \partial v_m / \partial i$ — крутизна характеристики плавления электрода при номинальном значении сварочного тока i ; R_* — общее сопротивление цепи, рассчитываемое по формуле

$$R_* = R + S_a - S_s, \quad (4)$$

где R — суммарное сопротивление подводящих проводов, вылета электрода и скользящего контакта в мундштуке горелки; $S_a \equiv \partial u_d / \partial i$, $S_s \equiv \partial u_s / \partial i$ — крутизна вольт-амперных характеристик соответственно дуги и источника сварочного тока при номинальном значении тока i ; u_a , u_s — напряжение на дуге и выходных клеммах источника сварочного тока соответственно.

Используя соотношение из работы [13]:

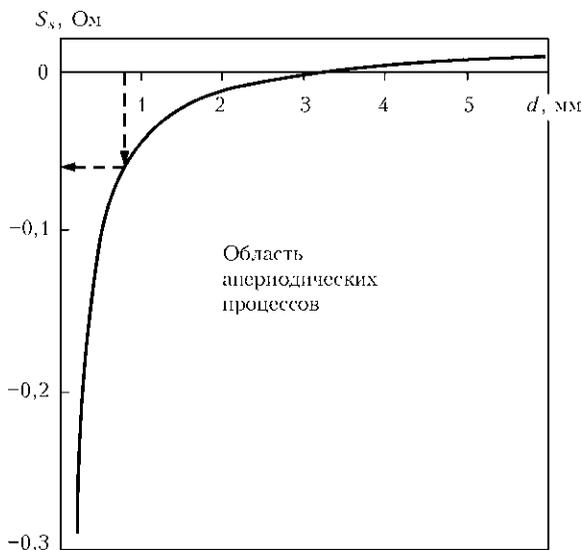
$$M = P/d^2,$$

где P — параметр, характеризующий теплофизические свойства материала электрода (плотность, температуру плавления и кипения, удельную теплоемкость и работу выхода электрона); d — диаметр плавящегося электрода, запишем выражение (3) как функцию от R_* и d

$$T_s = \frac{R_* d^2}{EP}. \quad (5)$$

Располагая теперь зависимостями (2) и (5), в качестве критерия аперииодичности можно принять соотношение

$$T_s > 4T_e \quad (6)$$



Граница между областями аперииодических и колебательных процессов

при выполнении которого оба корня характеристического уравнения, соответствующего знаменателю передаточной функции (1), вещественны, различны и отрицательны [14, 15]. Следовательно, сварочная цепь в структурном отношении в этом случае представляет собой аперииодическое звено. Нарушение условия (6) переводит данное звено в колебательное. Поэтому постоянная времени T_s , определяющая инерционность сварочной цепи, является в то же время и демпфирующим фактором, поскольку с увеличением T_s происходит уменьшение собственных колебаний в сварочной цепи вплоть до полного их исчезновения.

Подставив в неравенство (6) соотношения (2), (5), получим выражение

$$R_* d > 2\sqrt{PLE}, \quad (7)$$

являющееся критерием аперииодичности процессов, которые протекают в сварочной цепи. Критерий (7) с учетом выражения (4) удобно представить в виде

$$S_s < -\frac{2\sqrt{PLE}}{d} + (R + S_a). \quad (8)$$

В правой части неравенства (8) все значения параметров, кроме d , являются постоянными и заранее известными. Следовательно, для определения области аперииодических процессов в сварочной цепи достаточно построить график зависимости $S_s = S_s(d)$ при заданных значениях остальных параметров.

На приведенном рисунке представлена кривая $S_s(d) = -\frac{2\sqrt{PLE}}{d} + (R + S_a)$ при $P = 0,53 \text{ мм}^3/(\text{А}\cdot\text{с})$, $L = 10^{-3} \text{ Гн}$, $E = 2 \text{ В/мм}$, $R = 0,015 \text{ Ом}$, $S_a = 0,005 \text{ Ом}$, $d = (0,2 \dots 6,0) \text{ мм}$. Она является границей между областями аперииодичности и затухающих колебательных процессов. Из рисунка видно, что для электродов больших диаметров аперииодический характер практически сохраняется при любом наклоне падающей внешней характеристики источника сварочного тока. С уменьшением значения d запас аперииодичности стремительно уменьшается. Поэтому при малых значениях d , которые, как правило, используются при роботизированной дуговой сварке, для демпфирования нежелательных колебаний следует заранее рассчитать по формуле (8) подходящее значение крутизны S_s используемого источника сварочного тока. Например, если при $d = 0,8 \text{ мм}$ и указанных значениях остальных параметров (см. рисунок) выбрать крутизну S_s больше (по абсолютной величине), чем $|S_s| = 0,07 \text{ Ом}$, то в сварочной цепи будут протекать только аперииодические процессы.

Итак, с помощью критерия аперииодичности (8) для любого диаметра плавящегося электрода мож-



но легко рассчитать необходимый наклон внешней характеристики источника сварочного тока, при котором сама сварочная цепь обеспечит демпфирование нежелательных колебаний при роботизированной дуговой сварке.

1. Никитин В. П. Электрические машины и трансформаторы для дуговой сварки. — М.; Л.: Энергоиздат, 1934. — 260 с.
2. Патон Б. Е. Устойчивость горения дуги в сварочной цепи, содержащей индуктивность с насыщенным стальным магнитопроводом // Автомат. сварка. — 1951. — № 2. — С. 56–63.
3. Патон Б. Е. Саморегулирование дуги при сварке плавящимся электродом // Там же. — 1952. — № 1. — С. 38–45.
4. Рабинович И. Я. Некоторые вопросы теории устойчивости источников питания и систем регулирования дуговой сварки // Новые проблемы сварочной техники. — Киев: Техніка, 1964. — С. 384–397.
5. Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Варуха Е. Н. Повышение устойчивости дуги при сварке плавящимся электродом током прямой полярности // Свароч. пр-во. — 1981. — № 12. — С. 28–30.
6. Судник В. А., Ерофеев В. А., Логвинов Р. В. Исследование устойчивости процесса дуговой сварки в среде защитного газа // Изв. Тул. гос. ун-та. Сер. Компьютерные

- технологии в соединении материалов / Под ред. В. А. Судника. — Тула: Тул. гос. ун-т, 1999. — С. 110–120.
7. Цыбулькин Г. А. К вопросу об устойчивости процесса дуговой сварки плавящимся электродом // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 17–19.
 8. Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н. Устойчивость системы саморегулирования дуги при механизированной и автоматической сварке // Свароч. пр-во. — 2009. — № 2. — С. 13–14.
 9. Цыбулькин Г. А. О влиянии флуктуаций электрического поля в столбе дуги на устойчивость процесса дуговой сварки // Автомат. сварка. — 2002. — № 6. — С. 44–45.
 10. Цыбулькин Г. А. Влияние скользящего контакта в токоподводе горелки на устойчивость процесса дуговой сварки // Там же. — 2003. — № 12. — С. 43–44.
 11. Цыбулькин Г. А. О влиянии малых параметров на устойчивость процесса дуговой сварки плавящимся электродом // Там же. — 2008. — № 8. — С. 29–33.
 12. Цыбулькин Г. А. Оценка качества процесса саморегулирования дуги // Там же. — 2010. — № 2. — С. 15–18.
 13. Коринец И. Ф. Математическая модель плавления электродной проволоки при дуговой сварке // Там же. — 1995. — № 10. — С. 39–43.
 14. Джури Э. Иннори и устойчивость динамических систем. — М.: Наука, 1979. — 304 с.
 15. Поляк Б. Т., Цыпкин Я. З. Робастная аперидичность // Докл. АН СССР. — 1994. — 335, № 3. — С. 304–307.

Considered is the possibility of damping undesirable current fluctuations in the welding circuit. A criterion was derived, which allows assessment of damping properties of the welding circuit directly by its parameters.

Поступила в редакцию 01.02.2011

ИНСТИТУТ ЭЛЕКТРОСВАРКИ им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

объявляет ежегодный набор в

ДОКТОРАНТУРУ по специальностям:

- сварка и родственные процессы и технологии
- материаловедение
- металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- диагностика материалов и конструкций

АСПИРАНТУРУ по специальностям:

- сварка и родственные процессы и технологии
- материаловедение
- металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов
- диагностика материалов и конструкций

Прием в аспирантуру проводится в сентябре. Контактный телефон: **200-84-11**.
 Подробная информация на сайте института (раздел аспирантура): **www: paton.kiev.ua**

Документы направлять по адресу: 03680, Украина, Киев-150, ГСП, ул. Боженко, 11
 Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ученому секретарю



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ПЕРЕХОДНОЙ ЗОНЫ СОЕДИНЕНИЯ Cu–Ta, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Б. А. ГРИНБЕРГ, д-р физ.-мат. наук, **О. А. ЕЛКИНА**, инж., **О. В. АНТОНОВА**, канд. физ.-мат. наук,
А. В. ИНОЗЕМЦЕВ, инж. (Ин-т физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, РФ),

М. А. ИВАНОВ, д-р физ.-мат. наук (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев),
чл.-кор. РАН **В. В. РЫБИН** (СЗО Академии инженерных наук им. А. М. Прохорова, г. Санкт-Петербург, РФ),
В. Е. КОЖЕВНИКОВ, канд. техн. наук (ОАО «Уральский завод хим. машиностроения», г. Екатеринбург, РФ)

Исследована структура переходной зоны соединения металлов, не имеющих взаимной растворимости. Определено, что у соединения Cu–Ta, полученного сваркой взрывом, поверхность раздела не является гладкой, а содержит выступы размером примерно 5...10 мкм. Переходная зона соединения состоит из хаотически распределенных областей меди и тантала, не испытывавших расплавления, и зон локального расплавления меди, содержащей наночастицы тантала размером 30...50 нм. Два процесса — образование выступов на поверхности раздела и зон локального расплавления — определяют перемешивание материалов, не имеющих взаимной растворимости.

Ключевые слова: сварка взрывом, ограниченная растворимость, формирование соединения, переходная зона, локальное расплавление, наночастицы

При многообразии используемых материалов и режимов сварки важной является проблема перемешивания в переходной зоне вблизи границы раздела в сварных соединениях, полученных сваркой взрывом. Именно структура переходной зоны определяет возможность сцепления двух материалов. Для различных пар свариваемых материалов перемешивание представляет собой сложный процесс, особенно для пары металл–интерметаллид, а также для металлов, не имеющих взаимной растворимости.

Трудности сварки металлов с интерметаллидами обусловлены тем, что, во-первых, последние являются высокотемпературными химическими соединениями с прочными межатомными связями, а, во-вторых, характеризуются повышенной хрупкостью. Тем не менее посредством сварки взрывом удалось получить соединение титана с орторомбическим алюминидом титана [1–9].

Для металлов, не имеющих взаимной растворимости, проблема перемешивания также достаточно актуальна. Чтобы выяснить, насколько важным фактором является наличие взаимной растворимости исходных материалов, для сварки взрывом выбрана пара металлов медь–тантал, которые в обычных условиях не имеют взаимной растворимости, причем в жидком состоянии образуют несмешивающиеся взвеси. Принцип их образования попытается исследовать в настоящей работе.

В качестве исходных материалов взяты тантал марки ТВЧ и медь М1. Сварку выполняли в ОАО

«Уральский завод хим. машиностроения» (г. Екатеринбург, РФ) по разным схемам и на различных режимах, после чего выбрали соединения для дальнейших исследований. Использовали параллельное расположение пластин. Толщина пластины тантала составляла 1 мм, а меди — 4 мм, зазор между пластинами — 1 мм. Медную пластину метали на танталовую, которая лежала на подкладной пластине из титана и стали толщиной (4,5 + 20) мм. Скорость детонации составляла 2680 м/с. Пластины соударялись под углом 5,22° со скоростью 234 м/с. Выбор параметров режима сварки соответствовал нижней границе свариваемости. Такой режим сварки, традиционно используемый ОАО «Химмаш», является наиболее экономичным из-за меньшего заряда и соответственно меньших затрат на взрывчатые вещества. При этом уменьшается воздействие ударной волны на окружающие объекты.

Металлографический анализ проводили методом оптической микроскопии (ОМ) на оптическом микроскопе «Eriquant», снабженном вычислительным комплексом SIAMS. Микроструктуру сварных соединений исследовали методом трансмиссионной электронной микроскопии (ТЭМ) на просвечивающих электронных микроскопах «JEM 200CX» и «CM-30 Super Twin», методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на сканирующих электронных микроскопах «Quanta 200 3D» и «Quanta 600» с максимальным разрешением около 2 нм, а также с помощью ионной пушки Fashione 1010 ION MILL.

На микроструктурах поперечного сечения переходной зоны соединения Cu–Ta отчетливо видно, что граница раздела является неоднородной

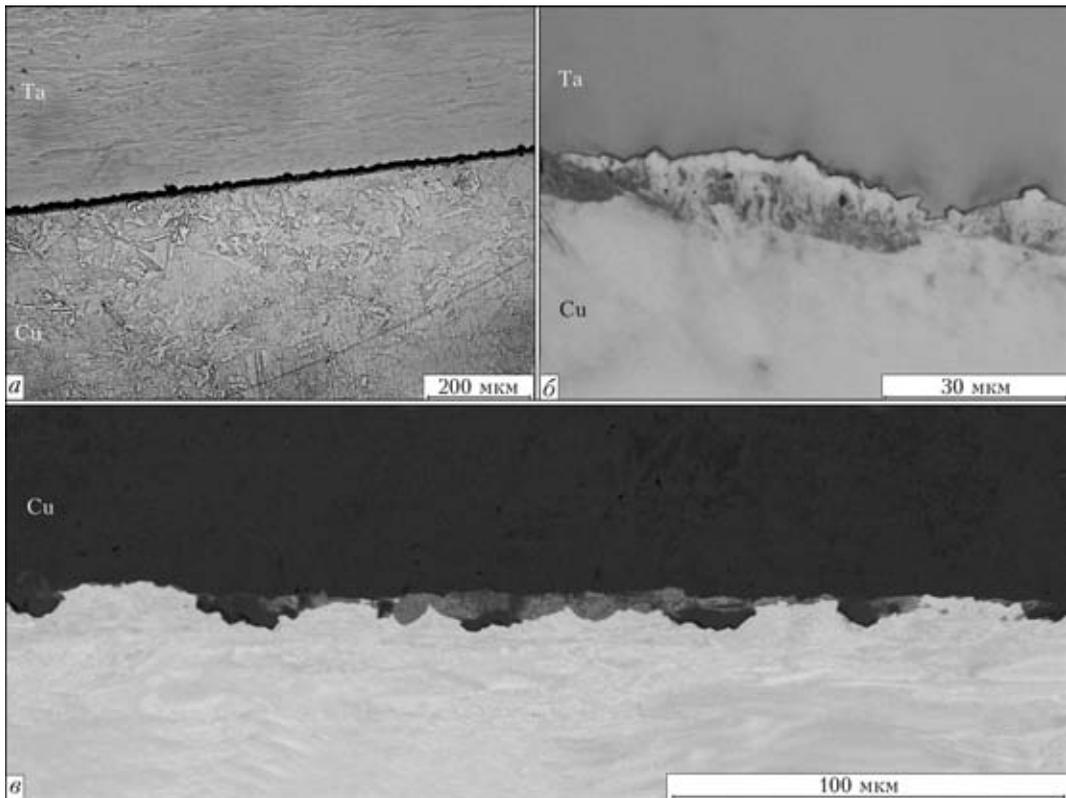


Рис. 1. Микроструктуры поперечного сечения границы раздела в соединении Cu–Ta, полученные методом ОМ (а, б) и СЭМ (в)

(рис. 1, а) и имеет толщину примерно 5...10 мкм (рис. 1, б, в). Как оказалось, у исследуемого соединения граница раздела не является волнообразной, а поверхность раздела гофрированной, что хорошо видно на микроструктуре продольного сечения границы раздела в соединении Cu–Ta (рис. 2). Вместо параллельных полос, характерных для гофрированной поверхности границы раздела, микроструктура состоит из пятен трех цветов — белого, черного и серого. Это свидетельствует о том, что переходная зона включает хаотически распределенные области трех типов. В

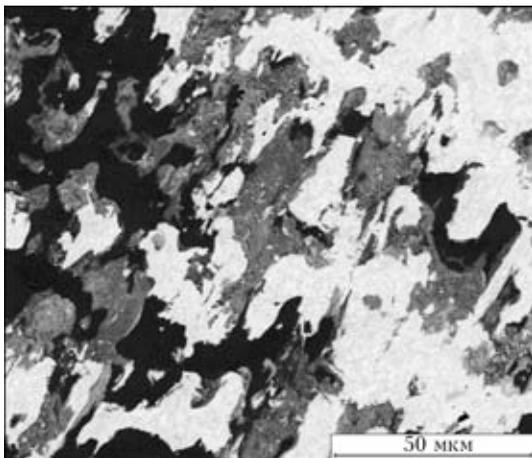


Рис. 2. Микроструктура продольного сечения границы раздела в соединении Cu–Ta, полученная методом СЭМ (белые пятна — тантал; черные — медь; серые — смесь тантала с медью)

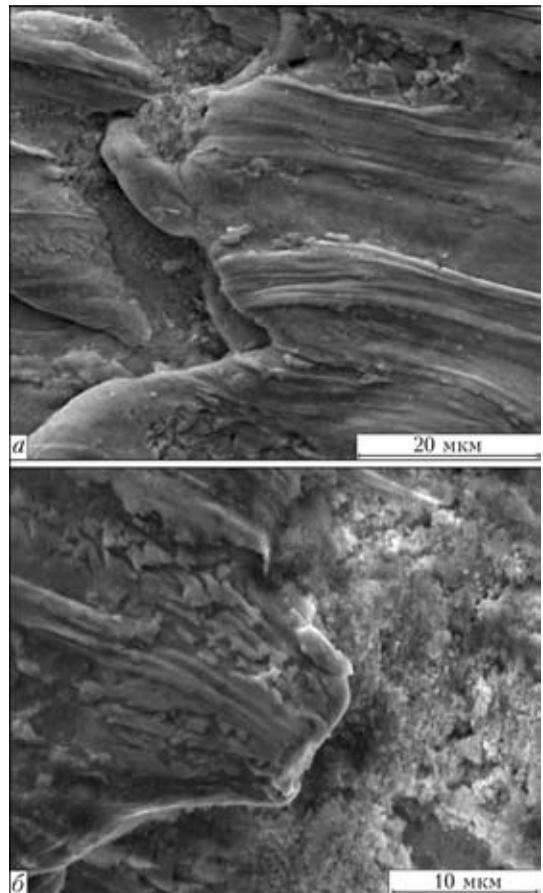


Рис. 3. Микроструктуры продольного сечения переходной зоны соединения Cu–Ta, полученные методом СЭМ (медь полностью вытравлена)

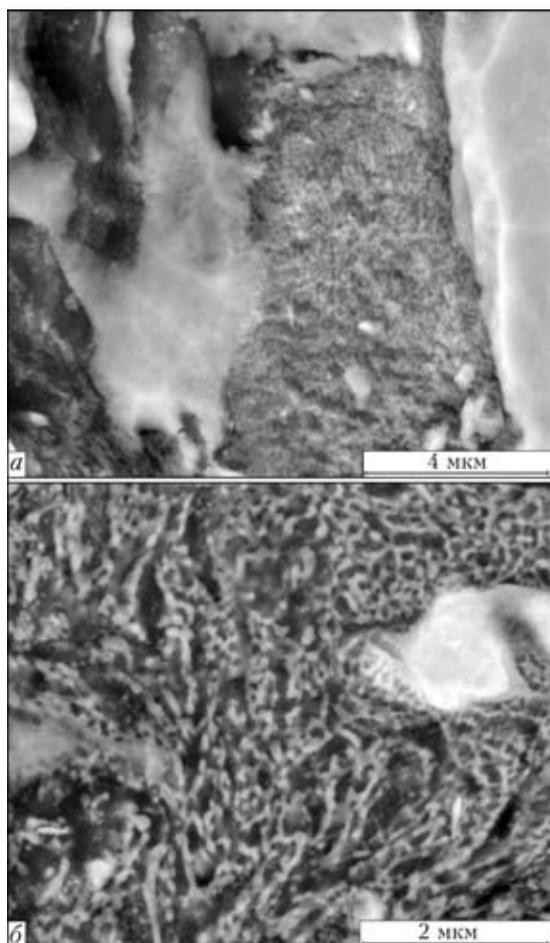


Рис. 4. Микроструктуры продольного сечения соединения Cu–Ta, полученные методом СЭМ с разным увеличением

продольном сечении границы раздела Cu–Ta (см. рис. 2) эти области имеют примерно одинаковые размеры (30...50 мкм). Они также видны и на микроструктуре поперечного сечения границы раздела (см. рис. 1, в).

В соединении Cu–Ta поверхность раздела соединения титана с алюминидом не является гладкой, а содержит выступы, которые хорошо видны на рис. 1 при разных увеличениях. Можно полагать, что именно эти выступы определяют форму границы раздела (см. рис. 1, а) в поперечном сечении границы соединения Cu–Ta и наличию областей трех цветов в продольном сечении (см. рис. 2). Размеры выступов (см. рис. 1, в) составляют примерно 5...10 мкм. Ранее [5] выступы были обнаружены в переходной зоне соединения титан–орторомбический алюминид титана; глубина их проникновения из одного материала в другой составляла десятки микрометров.

Данные о химическом составе областей трех цветов, образующих переходную зону, получены с помощью СЭМ по многочисленным замерам. Определено, что белому цвету соответствует зона тантала, а черному — меди. Особое внимание было обращено на область, имеющую серый цвет и называемую далее серой зоной. Для выяснения

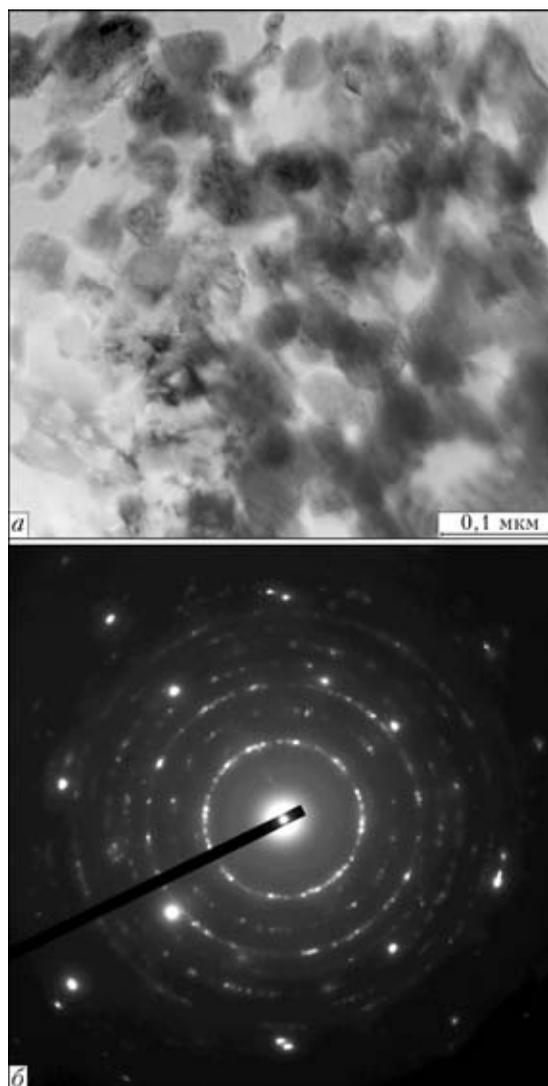


Рис. 5. Микроструктура серой зоны соединения Cu–Ta, полученная методом ТЭМ: а — светлопольное изображение; б — микродифракционная картина

ее структуры чрезвычайно важным является рис. 3, на котором с разным увеличением показано продольное сечение переходной зоны после того, как медь полностью вытравлена. На поверхности тантала видны его частицы, имеющие преимущественно нанометрические размеры (рис. 3, б).

В тех случаях, когда медь не вытравлена, при увеличении 5000 обнаружено, что концентрация обоих металлов в серой зоне примерно одинакова. Однако при большем увеличении (12000) становится ясно, что структура серой зоны неоднородная и концентрация обоих металлов различная — на одних участках больше меди, а на других — тантала. При этом внутренняя структура серой зоны не будет видна до тех пор, пока не использовано более высокое разрешение. При увеличении 25000 серая зона начинает структурироваться (рис. 4, а). Рядом с ней видны белая зона тантала и черная зона меди. На микроструктуре, полученной с большим увеличением (рис. 4, б),

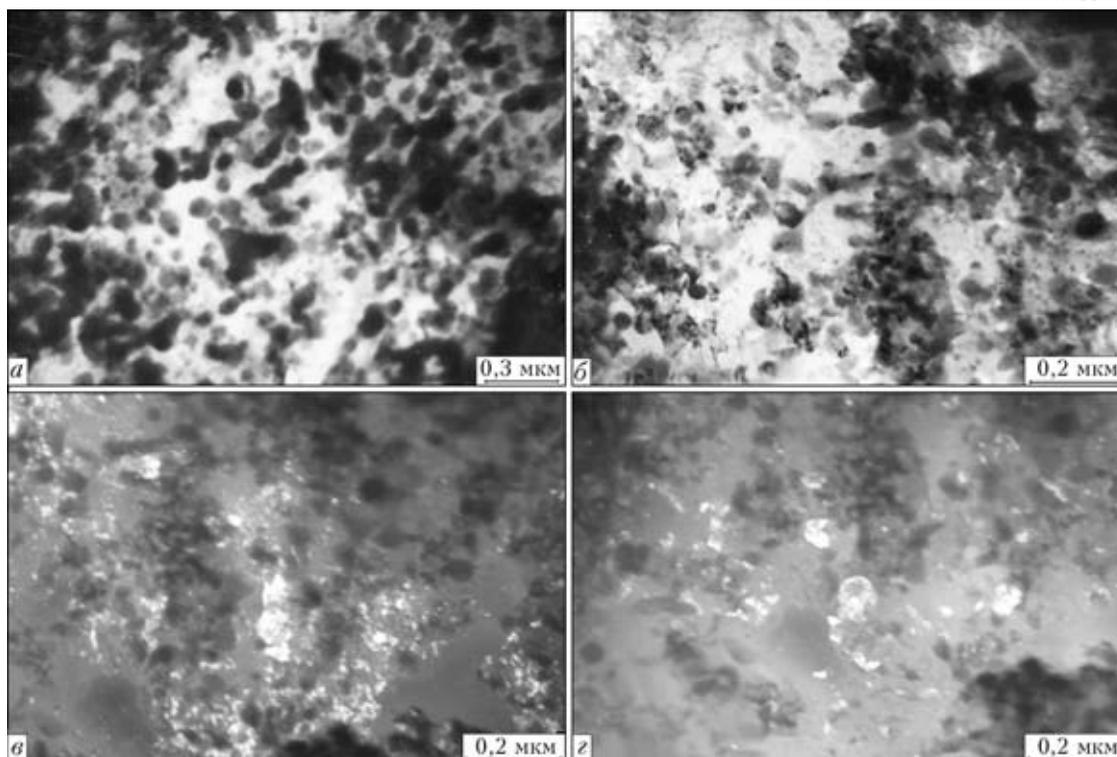


Рис. 6. Микроструктуры серой зоны соединения Cu–Ta, полученные методом ТЭМ (а–г — см. в тексте)

еще более отчетливо заметна микрогетерогенная структура серой зоны. Такой тип структуры свидетельствует о том, что именно серая зона является зоной перемешивания. Внутри серой зоны, чередующиеся микрообъемы белого и черного цвета неодинаковы; вытянутыми являются только черные области (медь).

Исследование соединения Cu–Ta методом ТЭМ затруднено. Для таких разнородных материалов подбор реактивов при изготовлении фольг достаточно сложен, поскольку под действием реактивов, подходящих для тантала, может быть полностью вытравлена медь. В связи с этим в настоящей работе фольги изготовлены с использованием ионной пушки.

Микроструктура серой зоны, полученная с помощью метода ТЭМ, дает представление об упомянутых выше микрообъемах. Заметим, что на этих изображениях тантал имеет темный оттенок. На светлопольном изображении (см. рис. 5, а) заметно множество темных частиц, имеющих форму, близкую к сферической, размеры которых составляют примерно 30...50 нм. На рис. 5, б отчетливо видна система колец, состоящих из отдельных рефлексов, расшифровка которых показала, что они принадлежат танталу. Сильные точечные рефлексы являются отражением от меди. Можно полагать, что именно наночастицы тантала остаются на его поверхности после того, как медь вытравлена (см. рис. 3). На рис. 6, а, б приведено светлопольное изображение серой зоны с разным увеличением. Здесь, как и на рис. 5, видны темные частицы. На рис. 6, в, г представлены

темнопольные изображения зоны соединения, что и на рис. 6, б, соответственно в рефлексе $\langle 111 \rangle$ Cu и в рефлексе $\langle 110 \rangle$ Ta. На обоих темнопольных изображениях видны частицы тантала. Электрограммы указывают на значительную ориентацию как частиц тантала, так и меди, а кроме того, на присутствие отдельных аморфных прослоек, имеющих характерную микродифракцию, состоящую из двух диффузных колец.

На рис. 7 видны также частицы оксидов меди. Расчет межплоскостных расстояний показал, что они достаточно точно совпадают со значениями, полученными для Cu_2O . Возможная причина образования оксидов меди состоит в следующем. При соударении пластин в сварочном зазоре впереди точки контакта образуется ударно-сжатый газ, насыщенный мелкодисперсными частицами меди. На основании данных работы [10] можно полагать, что в результате их горения возникают оксиды меди. Поверхностный слой тантала, участвующий в образовании соединения, имеет большую теплопроводность по сравнению с медью и прогревается до значительно меньшей температуры, чем медь. Возможно, с этим связано отсутствие оксидов тантала.

Кроме серой зоны, переходная зона содержит упоминаемые выше зоны меди и тантала (см. рис. 2). Как показал анализ, выполненный методом ТЭМ, все эти зоны не испытывают расплавления и имеют типичную для интенсивной пластической деформации структуру: для обоих материалов характерно наличие полосовой структуры и рекристаллизованных областей. В этих областях размер



зерен составляет около 100...300 нм, что на несколько порядков меньше исходных размеров (примерно 100 мкм). Имеет место также высокая плотность дислокаций и двойников.

Существуют различные представления о механизмах свариваемости [11]. Согласно одним из них для процесса формирования сварного соединения необходимы только атомно-чистые и атомно-гладкие поверхности, причем благодаря высокому давлению процесс происходит в твердой фазе и исключает расплавление. Согласно другим представлениям, хорошей свариваемости способствует образование сплошного субмикронного слоя, который чрезвычайно быстро застывает после расплавления. В работе [11] содержатся описания многочисленных моделей перемешивания, некоторые из них обсуждаются также в работе [5].

Полагаем, что перемешивание на атомном уровне не реализуется в материалах, не имеющих взаимной растворимости, иначе они могли бы образовывать истинные растворы. Именно поэтому далее развивается представление о коллоидных системах в областях локального расплавления, что подтверждено результатами структурного исследования, полученными в настоящей работе. Кроме того, представление о том, что для свариваемости необходимы только атомно-гладкие поверхности не согласуется с наличием выступов на поверх-

ности границы раздела (см. рис. 1, 2). Появление их вблизи границы раздела в сравнении с естественной шероховатостью исходных образцов доказывает, что выступы возникают именно в процессе сварки. В результате с каждой стороны вблизи границы раздела можно найти области, заполненные любым из свариваемых материалов, что свидетельствует об их взаимопроникновении. По сути дела, выступы играют роль «гвоздей», обеспечивающих сцепление поверхностей. Это тем более справедливо, если учитывать высокую микротвердость тантала (примерно 3000 МПа), которая в 3 раза выше, чем у меди. Выступы образуются в результате сильного внешнего воздействия ряда факторов: большой пластической деформации (включая давление, сдвиговые компоненты, поворотные моменты напряжений, неоднородность деформации и т. д.), трения поверхностей, влияния кумулятивной струи и др.

Характерной особенностью развитой пластической деформации является то, что она всегда происходит вспышками [12]. Предлагаем следующий сценарий формирования серых зон как областей локального расплавления, возникающих в местах, где внешнее воздействие проявляется наиболее сильно. Сплошной расплавленный слой, о котором говорилось выше, здесь отсутствует. Приведем округленные значения температуры, поскольку известны различные ее значения, которые отличаются из-за состава и способов получения материалов. При нормальном давлении температура кипения тантала $T_b^{Ta} = 5700$ К, температура его плавления $T_m^{Ta} = 3300$ К, а температура кипения меди $T_b^{Cu} = 2800$ К, температура ее плавления $T_m^{Cu} = 1400$ К. При высоком давлении характерные значения температуры увеличиваются, но можно полагать, что их последовательность сохраняется: $T_b^{Ta} > T_m^{Ta} > T_b^{Cu} > T_m^{Cu}$.

Предположим, что при сварке взрывом в отдельных местах достигается температура несколько выше T_m^{Ta} , вследствие чего тантал расплавляется [13]. При указанной температуре происходит кипение меди (так называемое кипение с вынужденной циркуляцией) и образуется пар, в котором раздроблены капли тантала, имеющие сферическую форму, что минимизирует их поверхностную энергию. Пар может содержать также небольшое количество капель меди. При переходе к температуре ниже T_m^{Ta} капли тантала мгновенно застывают и далее уже не меняются. Ниже T_b^{Cu} уже не образуются ни пар, ни капли меди, а формируется ее единый расплав. Из-за кратковременности процесса сварки эти переходы происходят за время, составляющее около микросекунды. При

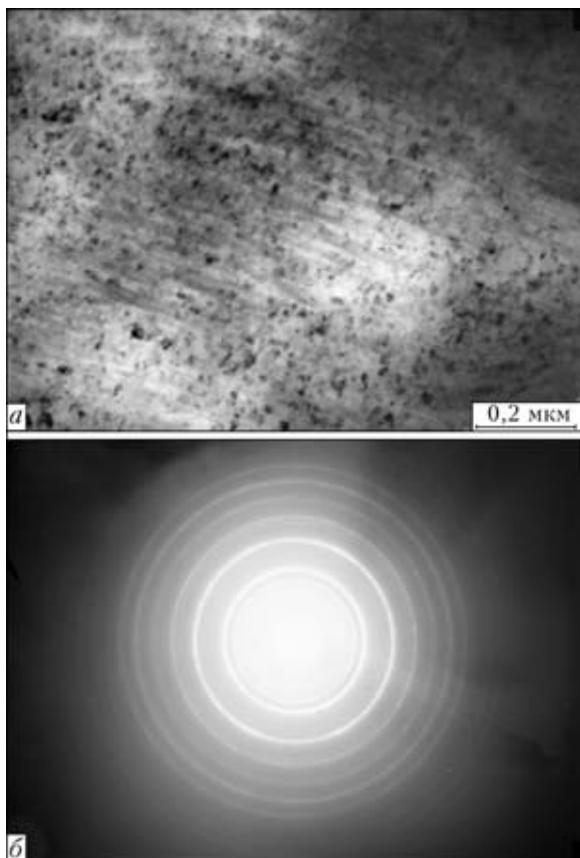


Рис. 7. Полученные методом ТЭМ светлопольное изображение оксидов меди в соединении Cu-Ta (а) и микродифракционная картина (б) [8]



переходе через T_m^{Cu} расплав меди кристаллизуется при остаточной температуре.

В расплаве меди могли бы образовываться вихри, подобные тем, что имеют место во многих соединениях. В исследованном нами ранее соединении титан–орторомбический алюминид титана присутствуют локальные зоны со слоистой структурой в виде концентрических колец, по форме повторяющих контур полости, внутри которой произошло расплавление. Размер вихревых зон составляет примерно 50...100 мкм. Оптические микрофотографии вихревых зон приведены в работах [5, 6, 8]. Однако на оптических микрофотографиях соединения Cu–Ta вихри не видны. На микрофотографиях, полученных с помощью метода СЭМ при большом увеличении (рис. 8), вихри видны, но они не похожи на упомянутые выше вихри ни по форме, ни по размеру (около 0,5 мкм), и, кроме того, появляются очень редко. Вопрос об их происхождении пока остается неизученным.

Основное предположение, положенное в основу нашего сценария, — это возможность расплавления тантала. Такая возможность действительно реализуется во многих соединениях тугоплавких металлов, например в Mo–Fe, Mo–Cu, Nb–Ti, Nb–Zr [14]. Обратим внимание на следующий факт [14]: при сварке ниобия с титановыми сплавами в нем образуются вихри, которые являются свидетельством его расплавления.

Существенно, что в исследуемом случае серая зона представляет собой дисперсную систему, на различных этапах формирования которой дисперсионная среда и дисперсная фаза меняются (об этом уже излагалось выше). В любом случае дисперсная фаза является мелкодробленым веществом (Ta) с линейными размерами, меньшими 100 нм, а дисперсионная среда — однородным веществом (Cu), в котором распределена дисперсная фаза. Дисперсные системы с такими характеристиками размерами обычно называют коллоидными [14]. Они занимают промежуточное положение между истинными растворами, с одной стороны, и грубодисперсными системами (эмульсиями и суспензиями), с другой. Таким образом, серая зона — это застывшая коллоидная система, состоящая из двух несмешивающихся фаз.

Тем не менее существует альтернативный вариант сценария — дробление тантала в твердом состоянии на частицы, что реализуется при сварке взрывом орторомбического алюминид титана с титаном. На рис. 7 представлен фрагментированный слой, состоящий из частиц орторомбического алюминид, а на рис. 8 — проникновение этих частиц внутрь зоны локального расплавления титана. При сравнении двух соединений отчетливо видна разница между частицами алюминид и

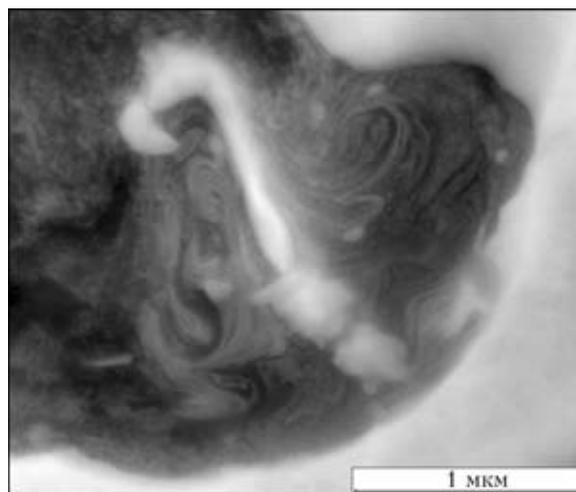


Рис. 8. Изображение вихрей в соединении Cu–Ta, полученное с помощью метода СЭМ

тантала. Так, частицы алюминид в отличие от тантала не шарообразной, а неправильной формы. Кроме того, они имеют микронные и субмикронные размеры, что превосходит на порядок размер частиц тантала, которые являются фактически наночастицами. Именно сферическая форма частиц тантала и их малые размеры позволяют отдать предпочтение первому варианту сценария.

Таким образом, выбор сценария сводится к выбору между двумя вариантами образования частиц тантала — из расплавленной либо из твердой фазы.

При объяснении того, почему затруднено дробление тантала в твердом состоянии следует учитывать, что хрупкость материалов способствует их измельчению при сильном внешнем воздействии. Тантал является пластичным материалом, способным деформироваться до высокой степени деформации (примерно на 45 %, растяжение при комнатной температуре). В связи с этим трудно ожидать механического измельчения тантала до наночастиц, если учесть, что даже более хрупкий орторомбический алюминид не превращается в нанопорошок при сварке взрывом. Кроме того, нами проведен имитационный эксперимент. Пластины тантала и орторомбического алюминид титана (сплав ВТИ-1) подвергали ковке. Опуская детали эксперимента, отметим, что использовали пневматический молот М-413 с энергией удара 5300 Дж и обе пластины помещали в одну оболочку из титановой фольги. При раскрытии оболочки обнаружено, что пластина тантала расплющилась, а алюминид раскрошилась.

Полученные данные позволяют сделать вывод о том, что переходная зона соединения состоит из областей меди и тантала, не испытавших расплавления, и зон локального расплавления меди, содержащих наночастицы тантала в виде застывших капель.



Локальные зоны, в которых внешнее воздействие является наиболее сильным, требуют особого внимания, поскольку именно они определяют прочность соединения. Расплавление является одним из эффективных процессов, приводящих к диссипации кинетической энергии метаемой пластины. Зоны локального расплавления представляют собой «вставки» внутри переходной зоны, имеющие другую по сравнению с окружением структуру. Можно предположить, что полученная структура зон не только не приводит к их хрупкости, но и способствует упрочнению всего соединения. Была измерена микротвердость в различных точках переходной зоны и установлено, что микротвердость меди и тантала возросла незначительно по сравнению с исходными значениями. Однако микротвердость серой зоны составляет более 4000 МПа, что примерно на 1000 МПа превышает микротвердость тантала. Наблюдаемый эффект является следствием дисперсионного отверждения меди за счет наночастиц тантала.

Процесс образования выступов на поверхности раздела и зон локального расплавления определяют перемешивание материалов, не имеющих взаимной растворимости. Для взаимопроникновения одного материала в другой посредством образования выступов взаимная растворимость не требуется. В зонах локального расплавления взаимопроникновение материалов обеспечивается за счет дробления на капли и их интенсивного перемешивания благодаря циркуляции расплава, что предотвращает расслоение коллоидной системы на составляющие за время, необходимое для застывания тугоплавкой жидкости.

Электронно-микроскопические исследования были проведены в Центре коллективного пользования электронной микроскопии УрО РАН (г. Екатеринбург, РФ).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-02-00354) по междисциплинарному проекту УрО РАН № 09-М-12-2002 и

Государственной целевой программы Украины № 1.1.1.3-4/10-Д «Нанотехнологии и наноматериалы».

1. Greenberg B. A., Rybin V. V., Antonova O. V. Microstructure of bimetallic joint of titanium and orthorhombic titanium aluminide (explosion welding) // Severe plastic deformation: toward bulk production of nanostructured materials. — New York: Nova Sci. publ. Inc., 2005. — P. 533–544.
2. Биметаллическое соединение орторомбического алюминид титана с титановым сплавом (диффузионная сварка, сварка взрывом) / В. В. Рыбин, В. А. Семенов, И. И. Сидоров и др. // Вопр. материаловедения. — 2009. — 59, № 3. — С. 17–31.
3. Образование вихрей при сварке взрывом (титан–орторомбический алюминид титана) / В. В. Рыбин, Б. А. Гринберг, О. В. Антонова и др. // Физ. металлов и материаловедение. — 2009. — 108, № 4. — С. 371–384.
4. Nanostructure of vortex during explosive welding / B. A. Grinberg, V. V. Rybin, M. A. Ivanov, A. M. Patselov // Proc. of the 4th NANOSMAT 2009, Rome, 2009. — P. 220.
5. Структура переходной зоны при сварке взрывом (титан–орторомбический алюминид титана) / В. В. Рыбин, Б. А. Гринберг, М. А. Иванов и др. // Сварка и диагностика. — 2010. — № 3. — С. 26–31.
6. Процессы расплавления, вихреобразования и фрагментации при сварке взрывом / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин и др. // Там же. — 2010. — № 6. — С. 34–38.
7. Структура зоны соединения титана с орторомбическим алюминидом титана при сварке взрывом. Ч. I: Границы раздела разных типов / В. В. Рыбин, Б. А. Гринберг, М. А. Иванов и др. // Деформация и разрушение материалов. — 2010. — № 11. — С. 27–33.
8. Структура зоны соединения титана с орторомбическим алюминидом титана при сварке взрывом. Ч. II: Зоны локального расплавления / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин и др. // Там же. — № 12. — С. 27–35.
9. Nanostructure of vortex during explosion welding / V. V. Rybin, B. A. Greenberg, M. A. Ivanov et al. // J. of Nanoscience and Nanotechnology. — 2011. — 11. (In press).
10. Особенности сварки стали с титаном в защитной атмосфере / О. Л. Первухина, Л. Б. Первухин, А. А. Бердыченко и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 11. — С. 22–26.
11. Лысак В. И., Кузьмин С. В. Сварка взрывом. — М.: Машиностроение-1, 2005. — 543 с.
12. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах. — Л.: Наука, 1986. — 224 с.
13. Дерибас А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом. — Новосибирск: Наука, 1980. — 220 с.
14. Сумм Б. Д. Основы коллоидной химии. — М.: Изд. центр «Академия», 2009. — 240 с.

Structure of transition zone of a joint of metals without mutual solubility was studied. It is determined that the surface of explosion-welded Cu–Ta joint is not smooth, but contains protrusions of the size of approximately 5...10 μm. Transition zone of the joint consists of chaotically distributed unmolten regions of copper and tantalum containing tantalum nanoparticles of 30...50 nm size. Two processes — formation of protrusions on the interface and local melting zones — determine mixing of materials, not having mutual solubility.

Поступила в редакцию 10.01.2011,
в окончательном варианте 28.02.2011



ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ^{137}Cs и ^{90}Sr ПРИ НАПЛАВКЕ МЕТАЛЛА НА РАДИОАКТИВНО ЗАГРЯЗНЕННЫЕ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИИ

А. А. ЭННАН, д-р хим. наук, **С. А. КИРО**, канд. физ.-мат. наук, **М. В. ОПРЯ**, инж.
(Физ.-хим. ин-т защиты окружающей среды и человека

Министерства образования и науки Украины и НАН Украины, г. Одесса),

В. Е. ХАН, канд. техн. наук, **Б. И. ОГОРОДНИКОВ**, д-р хим. наук, **В. А. КРАСНОВ**, канд. техн. наук
(Ин-т проблем безопасности АЭС НАН Украины, г. Чернобыль),

А. де МЕЙЕР-ВОРОБЕЦ, д-р хим. наук, **Л. ДАРЧУК**, канд. физ.-мат. наук, **Б. ХОРЕМЕНС**
(Анверпен. ун-т, Бельгия)

Приведены результаты исследования фазовых переходов радионуклидов ^{137}Cs и ^{90}Sr с поверхности загрязненных металлоконструкций в твердую составляющую сварочного аэрозоля (ТССА), шлаковую корку и наплавленный металл при наплавке штучными электродами. Показано, что радиоактивность ТССА обусловлена адсорбцией продуктов термолитиза Cs_2CO_3 (Cs_2O , Cs_2O_2 , Cs), шлака (загрязнением его ^{90}Sr и ^{137}Cs), поверхности наплавленного металла (образованием моноферрита (CsFeO_2) и/или полиферритов ($\text{Cs}_2\text{O}\cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ и $\text{CsFe}_{11}\text{O}_{17}$) цезия). Установленная эмпирическая зависимость удельной активности ^{137}Cs в составе ТССА от поверхностной активности ^{137}Cs может быть использована при прогнозировании радиоактивного загрязнения воздуха в рабочей зоне и нормировании расхода средств индивидуальной защиты органов дыхания.

Ключевые слова: дуговая наплавка, радиоактивно загрязненные металлоконструкции, сварочный аэрозоль, шлаковая корка, наплавленный металл, активность радионуклидов ^{137}Cs , ^{90}Sr , фазовые переходы, объект «Укрытие»

Опыт эксплуатации объекта «Укрытие» ЧАЭС показывает, что, несмотря на принятые меры (контролирование и существенное уменьшение поступления радиоактивных аэродисперсных частиц в окружающую среду), его радиоэкологическая опасность по-прежнему велика. Характерным примером загрязнения воздуха внутри и вне объекта «Укрытие» является образование радиоактивных аэрозолей при выполнении строительно-монтажных работ, в частности, при резке и ремонте поврежденных и сварке новых металлоконструкций защитных барьеров и сооружений [1].

В этой связи теоретический и практический интерес представляют исследования закономерностей и механизма фазовых переходов радионуклидов с поверхности загрязненных металлоконструкций. Очевидно, что для контроля радиационной обстановки при эксплуатации объекта «Укрытие», прогнозирования эффективности использования индивидуальных и коллективных средств защиты органов дыхания персонала важно также знать интенсивность образования, дисперсный, а также химический состав образующейся ТССА [2, 3].

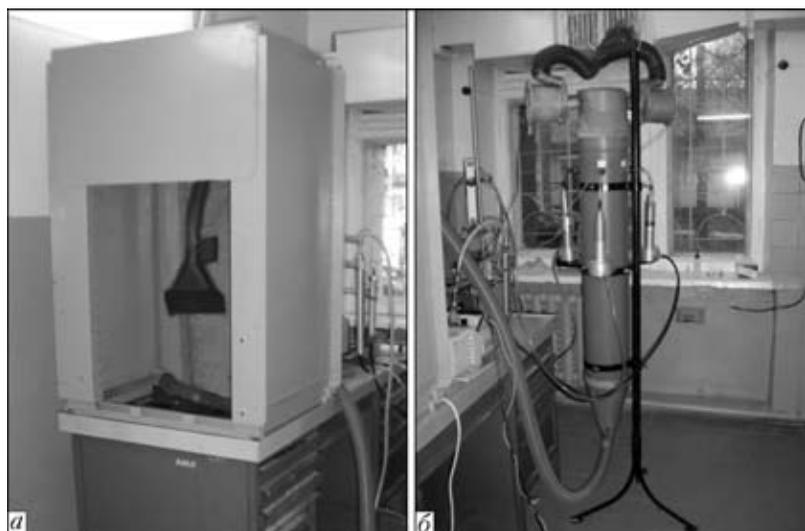
В настоящей работе представлены результаты исследования фазовых переходов радионуклидов ^{137}Cs и ^{90}Sr в ТССА, шлаковую корку и напла-

вленный металл при дуговой наплавке штучными электродами на радиоактивно загрязненные металлические пластины. Спустя 25 лет после аварии на 4-м энергоблоке ЧАЭС именно названные бета-излучающие радионуклиды обуславливают поверхностное загрязнение металлоконструкций в помещениях и локальной зоне объекта «Укрытие».

Для исследований использовали пластины низкоуглеродистой стали Ст3 размером $400 \times 150 \times 8$ мм, на которых выполняли однопроходную наплавку металла электродами АНО-4 и УОНИ-13/45 диаметром 4 мм, применяемыми для сварки низкоуглеродистых и низколегированных конструкционных сталей.

С целью имитации радиоактивного загрязнения металлоконструкций объекта «Укрытие» на поверхность пластины методом накапывания равномерно наносили щелочно-карбонатные жидкие радиоактивные отходы (ЖРО), отобранные из водных скоплений в помещениях на нижних отметках объекта «Укрытие» (помещения 012/7 и 014/2). Согласно действующей классификации ЖРО относятся к категории среднеактивных, наибольший вклад в их радиоактивность (далее активность) вносят изотопы ^{137}Cs и ^{90}Sr . После высыхания ЖРО на поверхности пластин образуется слой ржавчины.

Данные об исходном значении поверхностной активности пластин $A_{\text{п}}$, подготовленных для исследования, приведены в табл. 1.



ких, использовали одноступенчатый импактор низкого давления LPI 2,5/10 $\text{дм}^3/\text{мин}$ (производства Air Diagnostic and Engineering Inc., USA), снаряженный фильтром (Teflon membrane filter TK15-G3M); для частиц размером 0,005...20,000 $\mu\text{м}$ (TCCA_{tot}) — импактор той же марки, но без разделительной пластины. Время отбора проб варьировали в пределах 10...60 с, взвешивание фильтров до и после отбора проб производили с точностью $5 \cdot 10^{-6}$ г в одинаковых условиях (время кондиционирования не менее 48 ч, $T = (20 \pm 1) \text{ }^\circ\text{C}$, влажность воздуха $(50 \pm 5) \%$).

Рис. 1. Экспериментальная установка: а — сварочный шкаф с зонтом; б — пробоотборная камера, оснащенная импакторами

Таблица 1. Исходная поверхностная активность пластин, Бк/см²

№ пластины	¹³⁷ Cs	⁹⁰ Sr
1	17	3,0
2	160	56,0
3	146	51,0
4	20	3,5
5	200	70,0
6	22	3,7
7	100	35,0

Наплавку электродного металла на пластины осуществляли в шкафу объемом 0,7 м³ (рис. 1, а) при двух значениях погонной энергии сварки E_i (электрическая энергия, расходуемая на единицу длины шва $E_i = IU/v$, где I — постоянный ток обратной полярности; U — напряжение; v — скорость перемещения электрода): 0,8 кДж/мм ($I = 110 \text{ А}$, $U = 24 \text{ В}$, $v = 3,3 \text{ мм/с}$) и 1,3 кДж/мм ($I = 200 \text{ А}$, $U = 33 \text{ В}$, $v = 5 \text{ мм/с}$). Положение электрода по отношению к пластине — вертикальное. Факел ТССА локализовали с помощью зонта, установленного на расстоянии 0,4 м над дугой. При этом скорость подачи газозащитной смеси по гибкому шлангу (диаметром 0,06 м) в пробоотборную камеру (высотой 1,9 и диаметром 0,19 м) (см. рис. 1, б) составляла 75 $\text{дм}^3/\text{с}$.

Скорость воздушного потока в точках отбора представительных проб ТССА составляла $2,7 \pm 0,2$ м/с, концентрация ТССА в камере изменялась в диапазоне 50...200 $\text{мг}/\text{м}^3$ в зависимости от режима сварки и марки применяемых электродов. Для одновременного отбора проб ТССА: респираторной фракции ($\text{TCCA}_{2,5}$) — частиц с аэродинамическим диаметром менее 2,5 $\mu\text{м}$, проникающих и осаждающихся в альвеолах лег-

Для определения активности ¹³⁷Cs в пробах использовали гамма-спектрометр с германиевым детектором GL2020, имеющим входное бериллиевое окно толщиной 0,5 мм, с энергетическим разрешением 1,6 кэВ для энергии гамма-квантов 1,33 МэВ ⁶⁰Co. Минимальная определяемая активность ¹³⁷Cs равнялась $(0,1 \pm 0,02)$ Бк/пробе. Для расшифровки спектров применяли программу Geniu-2000. Активность ⁹⁰Sr в пробах определяли с помощью бета-спектрометра СЕБ-01 и низкофонового (фон $(0,03 \pm 0,01)$ имп/с) альфа- и бета-счетчика «Tesla» NRR-610.

Результаты гамма-спектрометрических исследований проб $\text{TCCA}_{2,5}$ и TCCA_{tot} представлены на рис. 2. Интенсивность образования $\text{TCCA}_{2,5}$ $G_{2,5}$ и TCCA_{tot} G_{tot} при $E_i = 1,3$ кДж/мм следующая, мг/с:

	АНО-4	УОНИ-13/45
$G_{2,5}$	10,2	12,5
G_{tot}	13,1	15,3

Как следует из рис. 2, зависимость удельной активности ¹³⁷Cs A_y в составе ТССА от поверхностной активности A_n пластин наилучшим образом описывается степенной закономерностью

$$A_y = N(A_n)^n. \quad (1)$$

Удельная активность респираторной фракции $\text{TCCA}_{2,5}$ на 20...30 % больше удельной активности TCCA_{tot} . Последнее вполне объяснимо, если учесть, что термолиз карбоната ¹³⁷Cs ($\text{Cs}_2\text{CO}_3 \rightarrow \text{Cs}_2\text{O} + \text{CO}_2$; $2\text{Cs}_2\text{O} \rightarrow \text{Cs}_2\text{O}_2 + 2\text{Cs}$) происходит в воздушной среде при $T \geq 880 \text{ К}$, а в атмосфере углекислого газа — при $T = 1065 \text{ К}$ плавится без заметного разложения и только при более высокой температуре происходит его диссоциация с отщеплением CO_2 [4]; принять, что продукты термолиза Cs_2CO_3 (Cs_2O , Cs_2O_2 , Cs), испаряющиеся с площади пластины, где $T \geq T_{\text{дис}}$ Cs_2CO_3 , сорбируются всеми аэродисперсными



частицами, а радиоактивность отобранных частиц пропорциональна площади их поверхности [1].

Действительно, частицы ТССА по дисперсному составу и механизму образования подразделяют на наноразмерные (менее 0,1 мкм), образующиеся в результате конденсации паров сварочных материалов и свариваемых металлов; дезинтеграции и разбрызгивания капель электродного металла и расплава шлака размером более 0,5...1,0 мкм; агломераты в виде цепочек и кластеров различной плотности из наноразмерных частиц размером более 0,1...0,2 мкм [5, 6]. При сварке штучными электродами в зоне дыхания сварщика на расстоянии 0,4...0,5 м от дуги преобладают частицы второго и третьего типов — 98...99 % массы ТССА_{tot} [7], в области размера частиц 2,5...20,0 мкм массовая доля частиц дезинтеграции в ТССА_{tot} превышает 70 % [8].

Уместно также отметить существенную разницу в соотношениях активностей ¹³⁷Cs и ⁹⁰Sr в ТССА и у наплавляемых пластин. В типичных условиях эксперимента (при $E_i = 1,3$ кДж/мм) и времени отбора проб (10...20 с) следы ⁹⁰Sr ($A_y(^{137}\text{Cs})/A_y(^{90}\text{Sr}) = 135$) обнаружены в составе ТССА_{2,5} только при наплавке металла на пластину № 5, где $A_n(^{137}\text{Cs})/A_n(^{90}\text{Sr}) = 2,86$. При увеличении времени отбора проб ТССА_{2,5} до 50...60 с ($m > 2$ мг) ⁹⁰Sr обнаруживается, как и следовало ожидать, также при наплавке металла на пластины № 1–4, 6 и 7.

Полученные результаты обусловлены, по нашему мнению, незначительной упругостью пара оксида стронция (температура кипения которого составляет 3270 К) над расплавом в сварочной ванне, средняя температура которой лишь на 100...200 К превышает температуру плавления железа ($T_{пл} \approx 1812$ К) [9], хотя в области катодного пятна она может достигать 2600 К [10].

Судя по представленным на рис. 2 данным, в сопоставимых условиях удельная активность ТССА_{2,5} при использовании электродов УОНИ-13/45 в среднем на 45...65 % меньше, чем в случае электродов АНО-4, хотя интенсивности их образования отличаются всего на 23 %. Это различие, по-видимому, обусловлено большим количеством углекислого газа, образующегося при плавлении покрытия электродов УОНИ-13/45 [2], и в связи с этим замедлением реакции термоллиза Cs_2CO_3 [4].

Очевидно, значения эмпирических коэффициентов N и n в уравнении (1) зависят от состава покрытия электродов и принятые изменения погонной энергии сварки примерно в 1,6 раза сказываются при этом несущественно. Действительно, исходя из общетеоретических представлений, N функционально зависит от отношения скорости приращения зоны испарения ¹³⁷Cs и двух его ок-

сидов ($\Delta S/\Delta t = Lv$ (здесь L — ширина зоны испарения) к интенсивности образования ТССА G

$$N = f\left(\frac{\Delta S/\Delta t}{G}\right).$$

В то же время при сварке штучными электродами имеет место пропорциональная зависимость интенсивности образования ТССА от мощности дуги $G \approx IU = E_i v$ [2] и, как следует из работы [11], подобным образом происходит приращение зоны нагрева, где $T \geq 880$ К, зависит от мощности электрической дуги при перемещении линейного источника тепла в процессе наплавления металла на тонкую пластину

$$\Delta S/\Delta t \sim E_i v.$$

Таким образом, ширина зоны нагрева L_{880} на пластине, ограниченной изотермой $T = 880$ К, в условиях эксперимента ($E_i = 1,3$ кДж/мм, $v = 0,5$ см/с, $I = 200$ А, $U = 33$ В) равна [11]

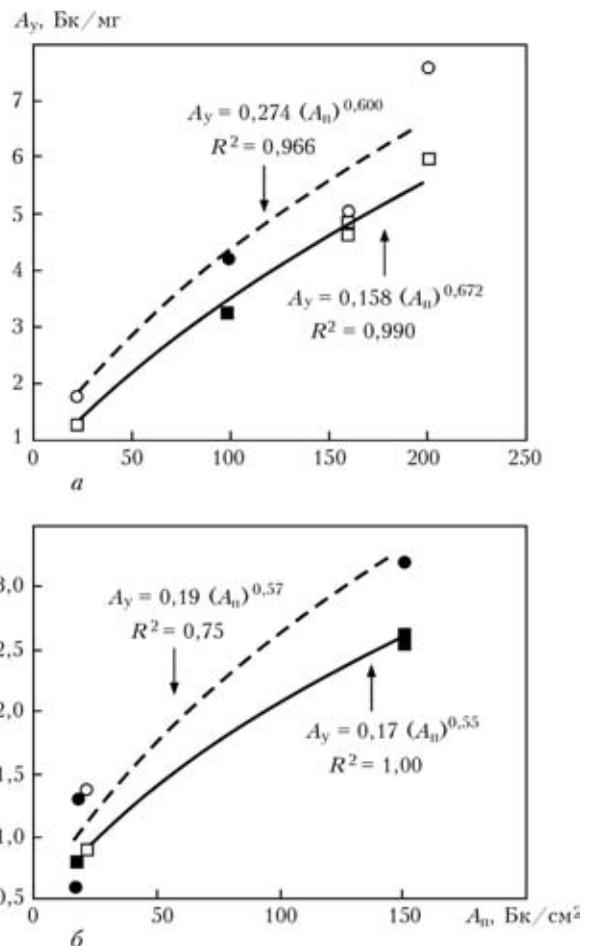


Рис. 2. Зависимость удельной активности ¹³⁷Cs A_y в ТССА_{2,5} (штриховая кривая) и ТССА_{tot} (сплошная) от поверхностной активности ¹³⁷Cs A_n пластин при использовании электродов АНО-4 (а) и УОНИ-13/45 (б): кружки — ТССА_{2,5}; квадраты — ТССА_{tot}; светлые значки — при $E_i = 1,3$ кДж/мм; темные — при $E_i = 0,8$ кДж/мм



Т а б л и ц а 2. Динамика дезактивации пластин при прокатке при $T = 1300$ К

№ цикла	Пластина № 8 ($A_0 = 5700$ Бк)		Пластина № 9 ($A_0 = 870$ Бк)	
	продолжительность нагрева, мин	A_p , Бк	продолжительность нагрева, мин	A_p , Бк
1	3	2900	6	230
2	5	1200	5	48
3	5	630	5	38

$$L_{880} = \frac{\sqrt{2}/(\pi e)\eta E_t}{c_p d \Delta T} \approx 2,2 \text{ см,}$$

где $\eta \approx 0,8$ — коэффициент полезного действия источника постоянного сварочного тока при сварке штучными электродами [10]; $d = 0,8$ см — толщина пластины; $\Delta T = 880...300$ К — приращение температуры; $c_p \approx 5$ Дж/(см³·К) — объемная теплоемкость низкоуглеродистой стали.

С учетом изложенного выше можно было ожидать, что при наплавлении металла на пластину № 5 ($A_{II} = 200$ Бк/см²) с ее поверхности каждую секунду будут поступать в газовую фазу продукты термолитиза карбоната ¹³⁷Cs, активность которых составляет

$$A_{\text{расч}} = A_{II} L_{880}^v \approx 220 \text{ Бк/с.}$$

Фактическая же, определенная экспериментально при использовании электродов АНО-4 ($G_{\text{tot}} = 13,1$ мг/с; $G_{2,5} = 10,2$ мг/с; $A_y(\text{ТССА}_{2,5}) = 7,6$ Бк/мг; $A_y(\text{ТССА}_{\text{tot}}) = 6$ Бк/мг) активность ТССА равна

$$A_{\text{эксп}} = G_{\text{tot}} A_y(\text{ТССА}_{\text{tot}}) \approx G_{2,5} A_y(\text{ТССА}_{2,5}) \approx 78 \text{ Бк/с,}$$

т. е. $A_{\text{эксп}}$ в 2,8 раза меньше $A_{\text{расч}}$ и приблизительно в 1,4 раза меньше, чем могло бы поступить из зоны наплавляемого шва ($L_{\text{ш}} = 1,1$ см, где $T > T_{\text{пл Fe}}$):

$$A_{\text{ш}} = A_{II} L_{\text{ш}}^v \approx 110 \text{ Бк/с.}$$

Судя по значениям $A_{\text{расч}}$, $A_{\text{эксп}}$ и $A_{\text{ш}}$ очевидно, что термолитиз Cs2CO3 сопровождается переходом ¹³⁷Cs не только в газовую, но и в другие фазы.

В процессе дезактивации наплавленных пластин удалось установить, что ¹³⁷Cs содержится в шлаке, а также в поверхностном слое металла шва. Причем радиоактивный шлак удалялся механическим путем, а дезактивация поверхностного слоя наплавленного металла осуществлена лишь в результате кислотного травления поверхности шва.

Косвенное подтверждение перехода ¹³⁷Cs в поверхностный слой при наплавке металла было получено следующим образом.

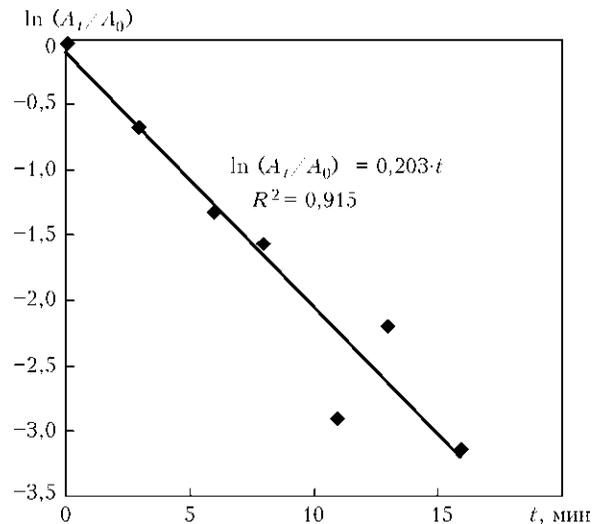


Рис. 3. Зависимость $\ln(A_t/A_0)$ от продолжительности нагрева пластин при $T = 1300$ К

На поверхность двух покрытых ржавчиной пластин размером $30 \times 30 \times 1,5$ мм из низкоуглеродистой стали Ст3 способом накапывания наносили раствора Cs2CO3, для приготовления которого использовали образцовый радиоактивный раствор ¹³⁷Cs (без носителя) в хлоридной форме. Высушенные пластины (образцы № 8 и 9), начальная активность которых A_0 составляла соответственно 5700 и 870 Бк, помещали в предварительно нагретую до 1300 К муфельную печь и при этой температуре прокаливали определенное время. Затем образцы вынимали, охлаждали и измеряли активность A_t .

Указанную последовательность операций (циклов) повторяли трижды. Результаты исследования динамики дезактивации пластин № 8 и 9 приведены в табл. 2 и на рис. 3.

Из полученных данных следует, что процесс дезактивации поверхности пластин достаточно хорошо ($R^2 = 0,915$) описывается кинетическим уравнением

$$\frac{A_t}{A_0} = \exp(-kt), \quad (2)$$

где A_0 — начальная активность ¹³⁷Cs на пластине; $k = 0,203$ мин⁻¹ — константа скорости процесса испарения продуктов термолитиза (дезактивации пластин) при $T = 1300$ К; t — текущее время прокаливания; в условиях эксперимента радиоактивность пластины № 8 уменьшилась на 89 %, а пластины № 9 — на 95,6 %; для полной дезактивации пластин (после трех циклов их прокатки) достаточно снять механическим путем легкоудаляемый слой с загрязненной поверхности.

Таким образом, полученные в Чернобыле результаты исследований — это первая попытка установить закономерности и механизм фазовых переходов радионуклидов ¹³⁷Cs и ⁹⁰Sr с поверхности



загрязненных металлоконструкций в ТССА при наплавке металла штучными электродами.

Полученные нами результаты дают основания утверждать, что при сварке, наплавке и резке радиоактивно загрязненных ^{137}Cs и ^{90}Sr металлоконструкций имеют место конкурирующие фазовые переходы: $\Gamma \rightarrow \text{T}$, сопровождающийся образованием радиоактивных аэродисперсных частиц ТССА в результате адсорбции паров продуктов термолитиза Cs_2CO_3 ; $\Gamma \rightarrow \text{T}$ и $\text{T} \rightarrow \text{T}$, приводящие к радиоактивному загрязнению шлака ^{90}Sr и ^{137}Cs и поверхностного слоя наплавляемого металла ^{137}Cs . В последнем случае при температуре 950...1000 К происходит, скорее всего, взаимодействие оксида железа ($T_{\text{пл}} \approx 1838 \text{ K}$) с карбонатом/оксидом цезия и образуются (в зависимости от мольного соотношения $\text{Cs}_2\text{CO}_3/\text{Fe}_2\text{O}_3$) моноферрит (CsFeO_2) и/или полиферриты ($\text{Cs}_2\text{O} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ и $\text{CsFe}_{11}\text{O}_{17}$) цезия [12, 13].

Установленные эмпирические зависимости могут быть использованы при прогнозировании радиоактивного загрязнения воздуха в рабочей зоне и нормировании расхода средств индивидуальной защиты органов дыхания.

1. Огородников Б. И., Пазухин Э. М., Ключников А. А. Радиоактивные аэрозоли объекта «Укрытие»: 1986–2006 гг. — Чернобыль: Изд. Ин-та проблем безопасности АЭС НАН Украины, 2008. — 456 с.
2. Металлургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, С. С. Миличенко и др. — Киев: Наук. думка, 1990. — 224 с.

The paper presents the results of investigation of phase transitions of ^{137}Cs and ^{90}Sr radionuclides from the surface of contaminated metal structures to the solid component of welding aerosol (SCWA), slag crust and deposited metal in metal surfacing with stick electrodes. It is shown that SCWA radioactivity is due to adsorption of thermolysis products of Cs_2CO_3 (Cs_2O , Cs_2O_2 , Cs), slag — its contamination by ^{90}Sr and ^{137}Cs , deposited metal surface — formation of monoferrite (CsFeO_2 and $\text{CsFe}_{11}\text{O}_{17}$) and polyferrites ($\text{Cs}_2\text{O} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ and $\text{CsFe}_{11}\text{O}_{17}$) of cesium. The established empirical dependence of specific activity of ^{137}Cs in SCWA composition on surface activity of ^{137}Cs can be used in forecasting the radioactive contamination of air in the working zone and rating the need for personal protective gear for respiratory organs.

Поступила в редакцию 20.05.2011

МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-МЕТОДИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

26 сентября 2011

г. Харьков, ХАДИ
Кафедра технологии металлов
и материаловедения им. А. М. Петриченко

Организаторы: Харьковский национальный автомобильно-дорожный университет (ХАДИ), ЗАО НПО «Аэрокосмоэкология Украины, Московский автомобильно-дорожный институт» (МАДИ), Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова, Белгородский ГТУ им. В. Г. Шухова, ГП «Завод им. В. А. Малышева».

Тематика конференции: актуальные проблемы определения твердости материалов кинетическим индентированием; современное материаловедение — состояние, проблемы, перспективы; технологии конструкционных материалов: литейное производство; сварочное производство; обработка металлов резанием; обработка металлов давлением.

Контакты: mvi@khadi.kharkov.ua



СИСТЕМА АВТОМАТИЧЕСКОГО РЕГУЛИРОВАНИЯ ПОЛОЖЕНИЯ ВОЛЬФРАМОВОГО ЭЛЕКТРОДА ПРИ СВАРКЕ ТИТАНА В УЗКИЙ ЗАЗОР С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМОЙ ДУГОЙ

В. Ю. БЕЛОУС, канд. техн. наук, С. В. АХОНИН, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена система автоматического регулирования положения вольфрамового электрода в разделке при сварке в узкий зазор титана вольфрамовым электродом с магнитоуправляемой дугой, использующая непосредственное измерение напряжения дуги при ее отклонении в крайние положения. Экспериментально установлена зависимость между смещением вольфрамового электрода от центра разделки и амплитудой колебаний напряжения дуги.

Ключевые слова: сварка ТИГ, титановые сплавы, вольфрамовый электрод, смещение вольфрамового электрода от центра стыка, системы слежения

Сварка в узкий зазор (СУЗ) вольфрамовым электродом является производительным и экономичным способом соединения титана толщиной более 16 мм. По сравнению с дуговой сваркой в V- или U-образную разделку способ СУЗ имеет определенные технологические преимущества — уменьшение ширины шва и зоны термического влияния, а также снижение массы наплавляемого металла, что особенно важно при сварке титана.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология СУЗ титана и сплавов на его основе вольфрамовым электродом с магнитоуправляемой дугой [1]. Применение внешнего управляющего магнитного поля позволило перераспределять тепло дуги, которое вводится в сварное соединение титана, достичь надежного оплавления вертикальных стенок узкой разделки и обеспечить качественное формирование сварного соединения.

В соответствии с указанной технологией сварка выполняется вольфрамовым электродом, который опущен в разделку, при этом защитное сопло расположено над свариваемыми кромками, что позволяет выполнять разделку шириной 10 мм. Магнитопровод электромагнита совмещен с направляющей для подачи присадочной проволоки и находится в разделке перед вольфрамовым электродом. Электромагнит создает магнитное поле, силовые линии которого в зоне дуги главным образом направлены вдоль линии сварки, при этом значение магнитной индукции достигает 12 мТл. Такое магнитное поле является поперечным по отношению к дуге, а его направление с определенной частотой меняется на противоположное.

СУЗ протяженных прямолинейных стыков, как правило, сопровождается нежелательными поперечными смещениями вольфрамового электрода

по отношению к расчетной центральной плоскости стыка (от центра стыка). Причиной этого могут быть отклонение фактического направления сварки от расчетной центральной плоскости стыка, деформации свариваемых деталей, возникающие в процессе сварки в результате воздействия сварочного термического цикла и др. Эти смещения могут быть значительными и привести к замыканию вольфрамового электрода на боковую стенку разделки. В случае смещения вольфрамового электрода от центра стыка при СУЗ может нарушиться равномерность оплавления боковых стенок разделки, что приведет к образованию непроваров и несплавлений в шве, а также формированию дефектной поверхности наплавленного слоя.

Поэтому при разработке технологии СУЗ с магнитоуправляемой дугой для формирования качественного сварного соединения необходимо оценить влияние смещения вольфрамового электрода от центра стыка на процесс сварки, а именно, на распределение тока в боковых стенках, разделки, напряжение на дуге и формирование сварного шва. Представляется перспективным использование сварочной дуги, которая перемещается под воздействием внешнего управляющего магнитного поля, для контроля за смещением электрода от центра стыка.

Этому и посвящена настоящая работа. При этом исходили из того, что применение внешнего управляющего магнитного поля при СУЗ приводит к перераспределению энергии сварочной дуги, которая вводится в свариваемый металл поочередным отклонением дуги к боковым стенкам разделки под действием силы Лоренца, возникающей вследствие взаимодействия магнитного поля с током дуги. Она отклоняет дугу и смещает анодное пятно на вертикальную боковую стенку разделки. Изменение расстояния между вольфрамовым электродом и боковыми стенками приводит к изменению как высоты смещения анодного пятна на вертикальную боковую стенку, так и значений

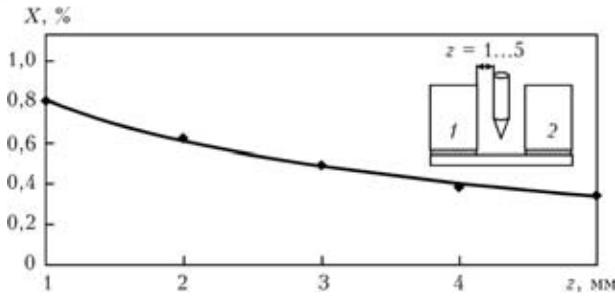


Рис. 1. Изменение доли тока X , протекающего через боковую стенку разделки I_6 , в зависимости от расстояния z между боковой стенкой и плоскостаточным электродом при $B_x = 11,4$ мТл и $I_{св} = 400$ А; $X = I_6/I_{св}$

тока, протекающего через вертикальные боковые стенки. Для оценки нарушения симметричности разогрева боковых стенок при смещении вольфрамового электрода от центра стыка изучали влияние смещения вольфрамового электрода на ток, протекающий через боковые стенки разделки, который измеряли по способу «секционированного анода» [2].

Экспериментально определено, что с изменением расстояния между электродом и боковыми стенками разделки меняется и значение тока, протекающего через боковые стенки 1 и 2 (рис. 1). При смещении вольфрамового электрода от центра стыка значение сварочного тока, протекающего через ближнюю боковую стенку разделки 1, увеличивается, а через дальнюю 2 — уменьшается. Установлено, что смещение электрода на 1 мм приводит к уменьшению доли тока X , протекающего через стенку 1, на 4...5 % и увеличению доли тока, протекающего через 2 стенку, на 15...25 %. Поэтому в результате смещения вольфрамового электрода от центра стыка нарушается симметричность тепловложения в сварное соединение, что приводит к оплавлению боковых стенок разделки на разной глубине и высоте.

Таким образом, при СУЗ магнитоуправляемой дугой для поддержания симметричного тепловложения в боковые стенки и их равного оплавления необходимо обеспечить расположение электрода в центре стыка.

При СУЗ титана вольфрамовым электродом с воздействием внешнего поперечного по отношению к дуге магнитного поля при отклонении дуги в крайнее положение фиксируется уменьшение напряжения на дуге U_d . Это связано с тем, что расстояние между рабочей частью вольфрамового электрода и боковой стенкой L_1 меньше длины дугового промежутка L_0 при отсутствии отклонения сварочной дуги (рис. 2).

В результате смещения вольфрамового электрода от центра стыка происходит уменьшение значений L_1 (рис. 2, б) и увеличение L_2 (рис. 2, в). Соответственно напряжение на дуге U_{d1} , измеренное при отклонении дуги к ближайшей стенке разделки (крайнее левое положение), меньше напряжения на дуге U_{d2} , измеренного при отклонении дуги к дальнейшей стенке (крайнее правое положение). При поочередном отклонении дуги к противоположным боковым стенкам разделки напряжение на дуге изменяется с частотой, соответствующей частоте реверсируемого управляющего магнитного поля, т. е. напряжение на дуге приобретает дополнительные пульсации, амплитуда которых ΔU является разностью U_{d1} и U_{d2} (рис. 3):

$$\Delta U = U_{d2} - U_{d1}. \quad (1)$$

Определено, что при сварке в медной водоохлаждаемой разделке при наложении реверсируемого управляющего магнитного поля, если вольфрамовый электрод установлен в центре стыка, $U_{d1} = U_{d2}$, а их значения пропорциональны длине дугового промежутка L_0 . При сварке в медной водоохлаждаемой разделке при наложении реверсируемого управляющего магнитного поля при смещении вольфрамового электрода от центра разделки ΔU прямо пропорционально смещению вольфрамового электрода от центра стыка и зависит от длины дугового промежутка (рис. 4).

Определено, что значение ΔU зависит также от материала разделки. Так, при сварке титана и сплавов на его основе материал оплавляется и форма поверхности сварочной ванны отличается от

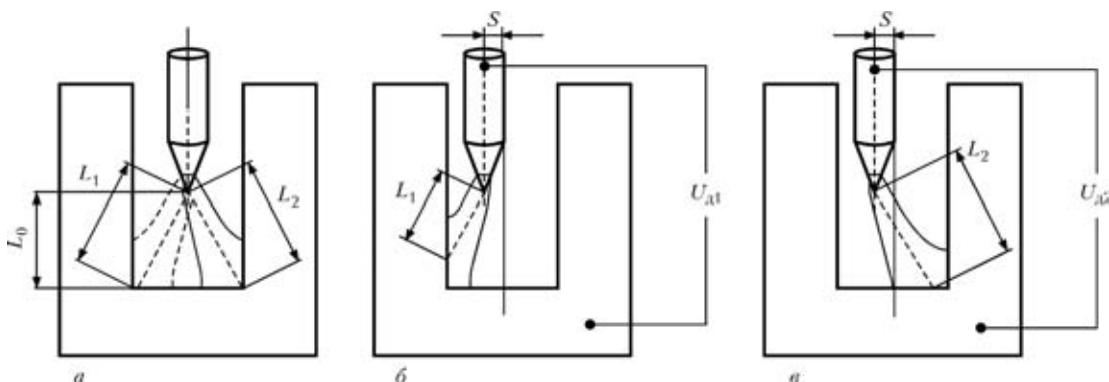


Рис. 2. Схема отклонения сварочной дуги при различном расположении вольфрамового электрода: а — в центре стыка; б, в — смещение S электрода от центра стыка соответственно в левом и правом положении; остальные обозначения см. в тексте

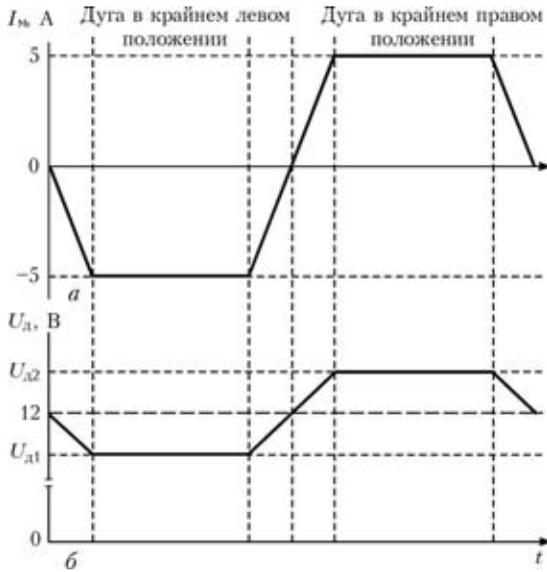


Рис. 3. Влияние смещения вольфрамового электрода на напряжение на дуге U_d : *a* — диаграмма тока I_m , протекающего через катушку электромагнита; *b* — диаграмма напряжения на дуге

первоначальной геометрии разделки, при этом значение ΔU уменьшается. Зависимость ΔU от смещения вольфрамового электрода от центра стыка при СУЗ с магнитоуправляемой дугой титанового сплава ВТ1-0 с использованием присадочной проволоки диаметром 2 мм марки ВТ1-00 показана на рис. 5. При смещении электрода от центра стыка на 2 мм пульсация напряжения ΔU достигает значения 0,4 В.

Проведенный анализ позволил сделать вывод, что при СУЗ с управляющим магнитным полем прямолинейных стыков для формирования качественного сварного соединения необходимо применение следящих систем, которые корректируют поперечные смещения вольфрамового электрода от центра стыка. Анализ образцов сварных швов, выполненных с различным смещением вольфрамового электрода от центра стыка (рис. 6), показал, что качественное формирование их обеспечивается при смещении вольфрамового электрода на расстояние не более 0,5 мм.

Известны системы слежения, использующие в качестве источника информации о смещении линии соединяемых элементов параметры сварочной дуги [3, 4] либо механические или оптические сенсоры. В связи с малой шириной разделки, затрудненным обзором зоны сварки и ограниченным доступом к ней перспективно применение следящих систем, где источниками информации о смещении электрода являются параметры сварочной дуги. В работе [5] предложена система слежения за стыком, в которой применяют магнитное отклонение сварочной дуги и измерение мгновенного значения сварочного тока. Поскольку при СУЗ титана с магнитоуправляемой дугой для

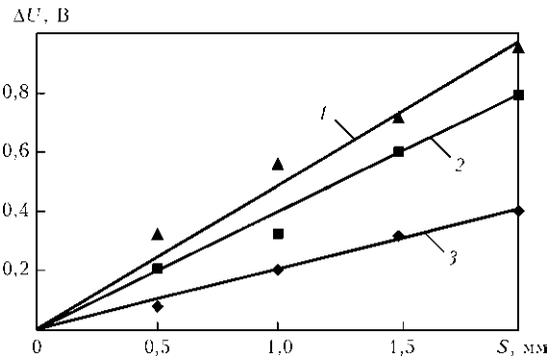


Рис. 4. Зависимость амплитуды пульсаций напряжения на дуге ΔU от смещения электрода S от центра стыка при СУЗ с водоохлаждаемой разделкой: 1 — $L_0 = 5$; 2 — 4; 3 — 3 мГн

обеспечения надежного оплавления боковых стенок разделки используют внешнее магнитное поле, целесообразно также применение системы слежения с использованием магнитного отклонения сварочной дуги и измерение одного из ее параметров — напряжения на дуге.

Изучение воздействия внешнего управляющего магнитного поля на напряжение на дуге при СУЗ позволило предложить систему слежения, использующую один параметр сварочной дуги, — напряжение на дуге — для контроля за положением электрода в центре стыка и длиной дугового промежутка. Функциональная схема разработанной системы слежения за напряжением на дуге и расположением вольфрамового электрода в разделке показана на рис. 7.

Контроллер $K1$ измеряет напряжение, которое снимается с токоподвода к вольфрамовому электроду. Сигнал, пропорциональный $(U_{d1} + U_{d2})/2$, подается на исполнительный механизм $P1$, обеспечивающий вертикальное перемещение вольфрамового электрода, присадочной проволоки и электромагнита для поддержания постоянного значения U_d . Сигнал, пропорциональный значению ΔU , подается на исполнительный механизм $P2$, который обеспечивает поперечное перемещение вольфрамового электрода в целях удержания последнего в центре разделки. Для определения направления поперечного перемещения вольфрамового электрода контроллер $K1$, измеряющий зна-

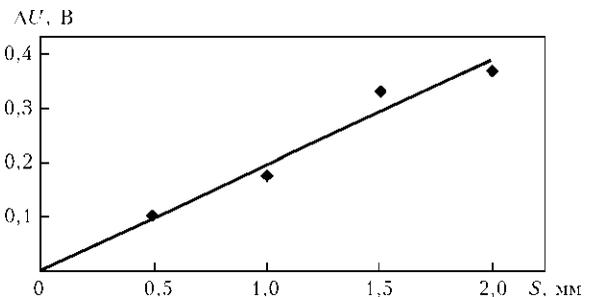


Рис. 5. Зависимость ΔU от смещения электрода S от центра стыка при СУЗ титанового сплава ВТ1-0 ($I_{св} = 400$ А; $U_d = 12$ В; скорость сварки $v_{св} = 8$ м/ч; скорость подачи присадочной проволоки $v_{пр} = 120$ м/ч диаметром 2 мм)

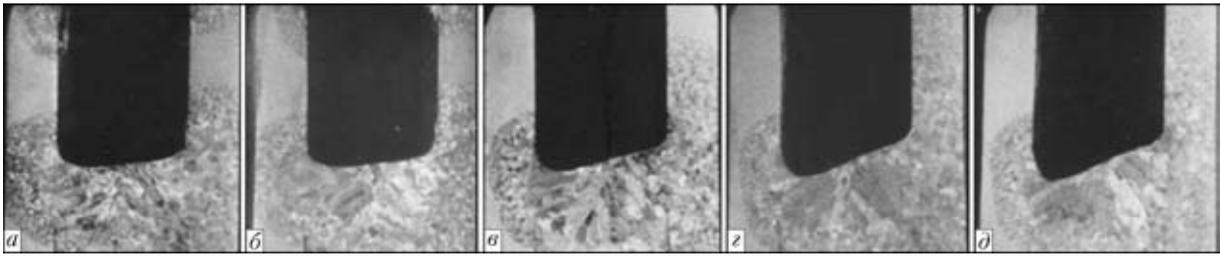


Рис. 6. Формирование поверхности наплавленного слоя при смещении вольфрамового электрода от центра стыка на расстояние 0,2 мм (а), 0,5 (б), 0,7 (в), 1,0 (г) и 1,5 мм (д)

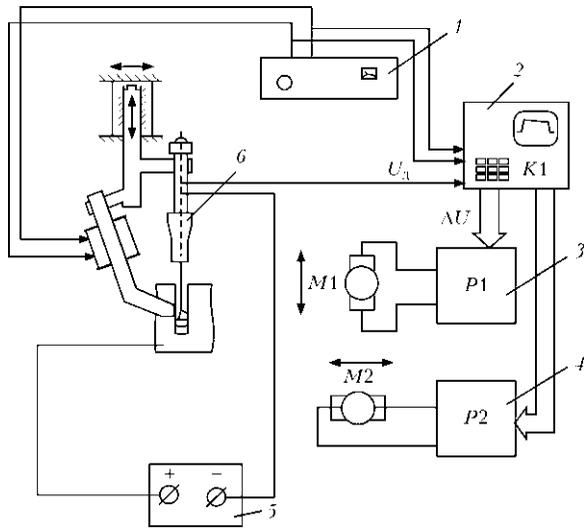


Рис. 7. Функциональная схема системы слежения за напряжением на дуге и расположением вольфрамового электрода в разделке: 1 — устройство управления электромагнитом; 2 — программируемый контроллер; 3, 4 — приводы перемещения электрода вертикально и поперек разделки; 5 — источник питания дуги; 6 — цапга с вольфрамовым электродом; M1, M2 — электродвигатели

чение ΔU , синхронизирован с устройством управления электромагнитом.

Проведенные эксперименты показали эффективность предложенной системы автоматического регулирования напряжения дуги и положения вольфрамового электрода в разделке и подтвердили высокое качество полученных сварных соединений даже при предварительно заданных отклонениях вольфрамового электрода от геометрического центра стыка.

Выводы

1. Установлено, что при СУЗ с внешним управляющим магнитным полем смещение вольфрамового электрода от центра стыка является тем фактором, который существенно влияет на значение тока, протекающего через боковые стенки раздел-

ки, симметричность тепловложения встык и глубину оплавления вертикальных стенок разделки. Смещение электрода на 1 мм способствует уменьшению доли тока, протекающего через дальнюю стенку на 4...5 %, и увеличению доли тока, протекающего через ближнюю стенку, на 15...25 %, а также изменению глубины их оплавления.

2. Экспериментально установлено, что смещение электрода от центра стыка приводит к возникновению разности в уровнях напряжения на дуге с амплитудой до 0,4 В при ее отклонении в крайних положениях, при этом частота колебаний напряжения дуги соответствует частоте реверсирования управляющего магнитного поля. В условиях СУЗ титана и сплавов на его основе определено значение коэффициента пропорциональности между смещением вольфрамового электрода от центра стыка и амплитудой колебаний напряжения на дуге — 0,2 В/мм. Предложена функциональная схема системы автоматического регулирования положения вольфрамового электрода в разделке, использующая непосредственное измерение напряжения на дуге.

1. Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // *Welding J.* — 1996. — № 4. — P. 37–41.
2. Связь интегрального значения эффективной мощности несимметричного источника тепла на сегменте с функцией радиального распределения плотности теплового потока / П. А. Тополянский, Б. О. Христофис, С. А. Ермаков, Н. А. Соснин // *Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: Материалы 6-й Междунар. практ. конф.-выставки, С.-Петербург, 13–16 апр. 2004 г.* — С.-Пб: СПбГПУ, 2005. — С. 3–9.
3. Патон Б. Е., Лебедев В. К. *Электрооборудование для дуговой и шлаковой сварки.* — М.: Машиностроение, 1966. — 395 с.
4. Цыбулькин Г. А. Боковая коррекция текущего положения сварочного инструмента на основе непрерывного измерения сварочного тока // *Автомат. сварка.* — 1994. — № 7/8. — С. 28–31.
5. Лебедев В. К., Черныш В. П. *Автоматизация сварочных процессов.* — Киев: Выщ. шк., 1986. — 296 с.

A system of automatic regulation of tungsten electrode position in the groove in tungsten electrode narrow gap welding of titanium by magnetically-impelled arc is proposed, in which direct measurement of arc voltage at its deviation to the extreme positions is used. A dependence between shifting of tungsten electrode from the groove center and amplitude of arc voltage oscillations is experimentally established.

Поступила в редакцию 14.03.2011



ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПЕРЕХОДНИКОВ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

А. А. БОНДАРЕВ, В. М. НЕСТЕРЕНКОВ, доктора техн. наук, Ю. А. АРХАНГЕЛЬСКИЙ, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Представлены новые конструкторско-технологические решения получения сварных соединений разнородных материалов алюминиевый сплав — нержавеющая сталь с применением электронно-лучевой сварки. Приведены варианты тепловых сварных соединений большой толщины, оптимальные режимы их сварки и примеры применения в конструкциях.

Ключевые слова: сварные конструкции, электронно-лучевая сварка, сталеалюминиевые соединения, биметаллические переходники, броневая защита, макрошлифы соединений

Одним из приоритетных направлений в развитии современного машиностроения является снижение массы конструкций и аппаратов при одновременном сохранении на высоком уровне их технических характеристик и надежности в работе. Применение различных марок сталей и алюминиевых сплавов позволяет изделию оптимально реагировать на воздействие существующих в условиях эксплуатации нагрузок, температур или агрессивных сред. При реализации современных конструктивных решений широкое применение находит сварка алюминия и его сплавов с другими металлами.

В сварных соединениях из разнородных металлов алюминий является одним из наиболее трудносвариваемых. В то же время изготовление сварных конструкций из алюминия, соединенного с другими металлами, особенно целесообразно, так как при этом можно значительно снизить массу изделия.

В настоящее время растущую потребность в надежных методах соединения разнородных металлов и сплавов испытывают многие отрасли промышленности. Разработкой и созданием переходников алюминий–сталь занимаются многие организации и специалисты. Результатом многолетних исследований явилось создание различных технологий получения, например, листового биметалла алюминий–сталь, из которого изготавливают переходники в конструкциях различного назначения (рис. 1). Наибольший объем производства биметалла приходится на металлургическую промышленность, где его получают посредством проката двух листов. Биметалл получают также взрывной обработкой, несмотря на специфичес-

кие условия реализации этого процесса, диффузионной сваркой, пайкой, сваркой трением и контактной сваркой. Однако все эти процессы ограничиваются лишь незначительными объемами получения переходников алюминий–сталь.

Все большее распространение получает и новый способ сварки высокоскоростным ударом [1]. Иногда переходниками не пользуются, а осуществляют напрямую приварку алюминиевых деталей к стальным. Однако для реализации этого процесса сварки свариваемые кромки стали должны быть заранее подвергнуты алитированию, т. е. их покрытию расплавленным алюминием посредством окунания в жидкий расплав.

В большинстве случаев применение перечисленных способов получения биметалла касается использования тонколистовых составляющих, т. е. в сумме толщина биметалла может достигать 10 мм и немного больше. Значительно труднее реализовать процесс, если потребуются переходники толщиной, например, алюминия 20 мм и более.

Еще более сложной проблемой получения биметаллических переходников является наличие на границе раздела двух металлов интерметаллидных хрупких прослоек [2, 3]. Это могут быть

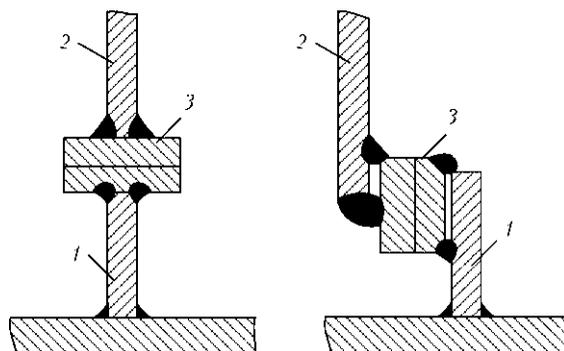


Рис. 1. Варианты типовых узлов в сварных конструкциях с использованием переходников из разнородных материалов [2]: 1 — стальной элемент конструкции; 2 — алюминиевый элемент; 3 — биметаллический переходник алюминиевый сплав — сталь

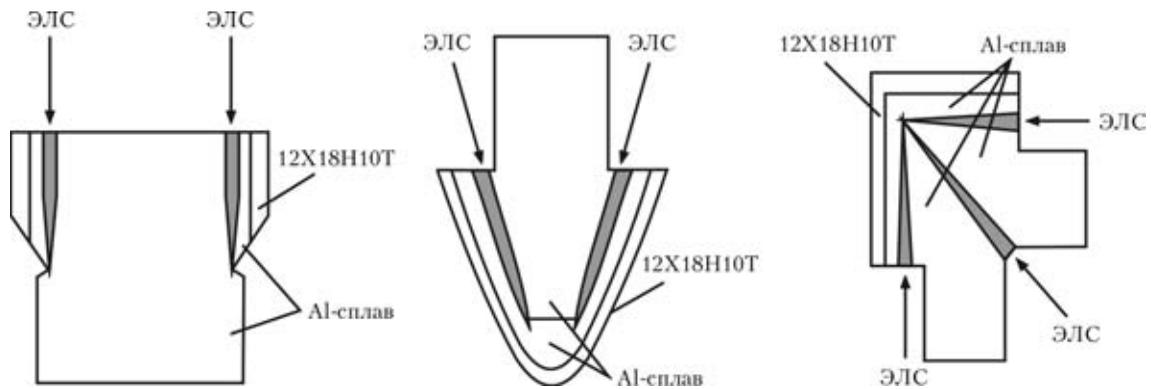


Рис. 2. Схемы сварных соединений переходников большой толщины

фазы $FeAl$, Fe_2Al_5 , а также постоянно присутствующие на поверхности алюминия и его сплавов оксиды и субоксиды Al_2O_3 , Al_2O , AlO .

Все эти соединения имеют высокую термостойкость и не разрушаются даже при нагреве зоны раздела до температуры $1600\text{ }^\circ\text{C}$ и выше. Наличие такой прослойки в соединении алюминий–сталь толщиной даже $50\text{...}100\text{ }\mu\text{m}$ существенно влияет на охрупчивание соединения, при этом прочность на отрыв снижается с $300\text{...}350$ до $50\text{...}100\text{ МПа}$ [2].

Использование таких биметаллических переходников в сварных конструкциях [4], когда к любому из металлов привариваются дугowymi способами другие элементы конструкции, приводит к высокотемпературному нагреву зоны перехода, что дополнительно увеличивает интерметаллидную прослойку. Кроме того, она становится менее плотной и вследствие этого теряет не только прочность, но снижается коррозионная стойкость как под действием жидкообразной, так и газовой среды.

Выходом из создавшейся ситуации может стать применение биметаллических переходников, полученных сваркой взрывом. При взрывном процессе получения биметалла в определенном диапазоне параметров скорости метания (2000 м/с и выше) на границе раздела свариваемых металлов появляются волнообразные завихрения [5, 6]. При этом благодаря увеличению ударной вязкости при поверхностных слоях металлов происходит дробление интерметаллидной прослойки на границе раздела и их локализация в отдельных участках завихрений металлов. Биметаллический переходник, полученный по такой технологии, практически не подвержен охрупчиванию и потере прочности при последующем его нагреве в сварном соединении с другими металлами.

Известен также способ сварки стали с алюминиевыми сплавами, когда не требуется применение биметаллического переходника [7]. Сварку осуществляют непосредственно оплавлением кромки алюминиевой заготовки на стальную кромку стыка, которая перед этим подвергается нанесению промежуточной пленки элементов мо-

дификаторов. При этом нанесение этих элементов осуществляется осаждением из паровой фазы в вакууме. Это могут быть титан, цирконий, никель и др. Толщина пленки обычно составляет $5\text{...}10\text{ }\mu\text{m}$, но она имеет непрерывную металлическую связь со сталью, а после оплавления на этой поверхности кромки алюминия элементы-модификаторы переходят в твердый раствор жидкого расплава алюминия и упрочняют его. Прочность таких соединений стали с алюминиевыми сплавами находится на уровне $300\text{...}350\text{ МПа}$. Несмотря на все преимущества этого способа широкое применение его ограничено из-за сложности технологического процесса и больших экономических затрат.

Поэтому при сварке изделий, когда требуется применение элементов конструкций с большой толщиной свариваемых кромок, лучшим вариантом можно считать изготовление переходников с использованием взрывной технологии. Но и в этом случае, чтобы не произошло даже частичного образования интерметаллидной сплошной прослойки по границе раздела металлов, лучшей последующей технологией соединения будет электронно-лучевая. Такое решение основывается на том, что при электронно-лучевой сварке погонная энергия на порядок ниже, чем при других способах сварки плавлением. Следовательно, в этой ситуации нагрев границы раздела при сварке будет наименьшим. А возможность сварки электронным лучом кромок большой толщины и за один проход предотвращает многократный нагрев зоны разграничения за счет наложения валиков дугowymi способами по разделке кромок.

При разработке конструкторско-технологических решений для создания переходников с боль-

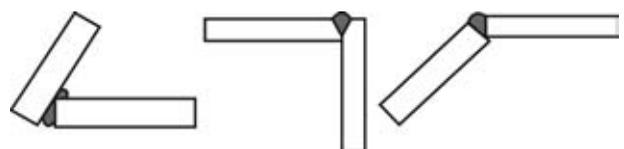


Рис. 3. Варианты типовых соединений при изготовлении переходников для высоконагруженных сварных конструкций из разнородных материалов [3]

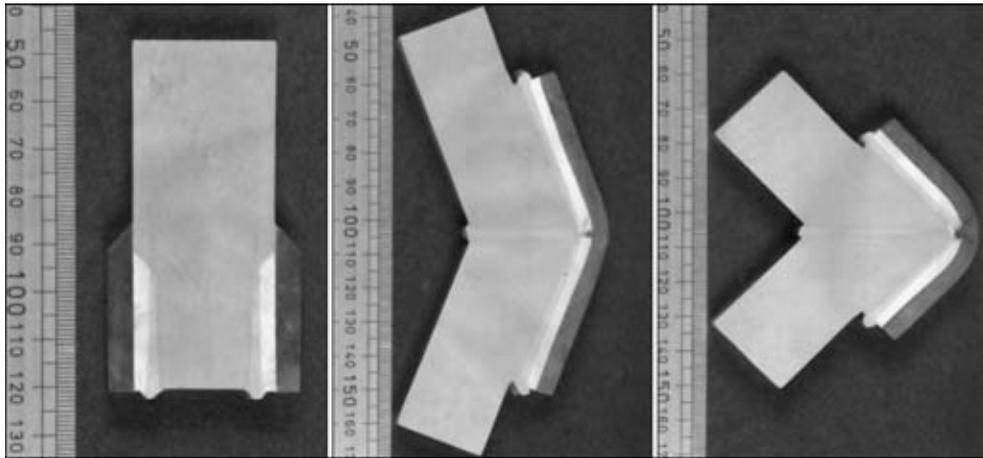


Рис. 4. Макрошлифы переходников, изготовленных по новой технологии с применением электронно-лучевой сварки

шой толщиной кромок учитывали также их последующее применение в конкретных конструкциях изделий.

На рис. 2 представлены варианты типовых переходников в конструкциях с алюминиевым корпусом и стальным обрамлением. Такие переходники могут быть использованы, например, в самолетостроении. В тяжелых транспортных самолетах вдоль фюзеляжа на полу должны размещаться износостойкие направляющие, по которым перемещаются грузы. Кроме износостойкости, эти элементы не должны увеличивать массу конструкции в целом, поэтому их целесообразнее изготавливать в биметаллическом варианте.

Другого рода проблемы возникли при создании крупногабаритных транспортных средств, изготавливаемых из алюминиевой брони в армейских подразделениях. Такие машины облегченного типа имеют широкий спрос, особенно в случае их использования на болотистых, песчаных почвах или в джунглях. На рис. 3 показаны варианты типовых сварных соединений, выполняемых в различных пространственных положениях при большой толщине свариваемых элементов. Естественно, при этом необходимо выполнять сварку многопроходными швами, что сопровождается значительным перегревом границы

раздела при использовании биметаллических переходников. И еще имеется одна проблема, которую необходимо решать при создании конструкций такого типа. Сварные соединения высокопрочных алюминиевых сплавов, в том числе и броневых плит, имеют ударную вязкость соединений почти в два раза ниже, чем у основного металла. В этом случае при локальном нагружении сварного шва, например, при попадании пули или снаряда сварной шов растрескивается на очень большую длину от места нагружения. Поэтому для обеспечения высокой конструктивной прочности таких изделий требуется стальная броневая защита сварных швов алюминиевой брони по всей длине [8]. Решение такой задачи возможно при использовании биметаллических переходников, показанных на рис. 2.

На рис. 4 приведены макрошлифы переходников с большой толщиной алюминиевых элементов, изготовление которых выполняли с использованием электронного луча в вакууме. Применяли источник питания с ускоряющим напряжением 60 кВ. Режимы сварки переходников с различной толщиной алюминиевых кромок приведены в таблице. На рис. 5 показан макрошлиф соединения при приварке переходников к стальным элементам конструкций.

Применение в сварных конструкциях принципиально новых решений использования переходников для соединения разнородных металли-

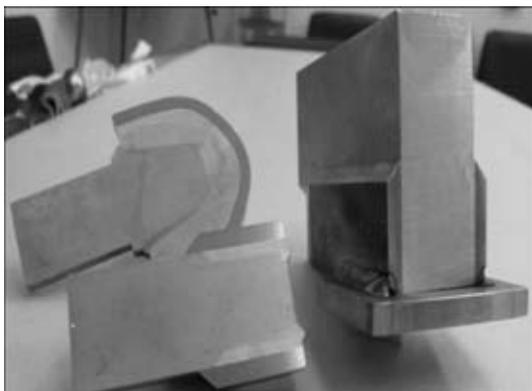


Рис. 5. Макрошлифы и внешний вид узла после приварки переходника к стальным элементам конструкции

Режимы ЭЛС биметаллических переходников из сплава Д16

Глубина проплавления, мм	Ток сварки I_w , мА	Ток фокусировки I_f , мА	Скорость сварки v , мм/с	Амплитуда круговой развертки A , мм
33	128	618	12	2
41	175	618	12	2
44	185	618	12	2
40	170	618	12	2

ческих материалов позволит во многих случаях решить проблемы, имеющие место при проектировании и изготовлении высоконагруженных изделий из легких сплавов.

Выводы

1. Разработаны принципиально новые конструкторско-технологические решения при изготовлении сталеалюминиевых переходников применительно к созданию сварных узлов и изделий из разнородных материалов большой толщины.

2. Приведены варианты типовых узлов и соединений заготовок из алюминиевых сплавов к стальным деталям и узлам при создании сложных высоконагруженных сварных конструкций.

1. *Влияние режимов сварки взрывом на прочностные и пластические свойства сталеалюминиевых соединений /*

New design-technological solutions for production of welded joints between dissimilar aluminium alloy-stainless steel materials by electron beam welding are presented. Variants of heavy-section welded joints, optimal parameters for welding them, and examples of application in structures are given.

Поступила в редакцию 17.03.2011

НОВАЯ КНИГА

В. Я. Кононенко. Подводная сварка и резка. — 2-е изд., доп. и перераб. — Киев, 2011. — 264 с.

В монографии рассмотрены особенности горения дуги, перенос металла и условия формирования соединения при сварке под водой. Сформулированы общие принципы создания покрытых электродов и самозащитных порошковых проволок для выполнения подводной сварки. Даны их механические свойства. Приведены типы сварных соединений, методика подготовки и сборки под сварку, возможные дефекты соединений и электрические параметры дугового процесса. Обобщены типичные повреждения подводных металлоконструкций и приведены технологические решения, использовавшиеся при их успешном восстановлении с помощью подводной сварки плавящимся электродом. Описано оборудование для реализации процессов мокрой и сухой подводной сварки плавящимся электродом. Изложены основные способы подводной резки. Даны их сравнительные характеристики. Приведены сравнительные данные электродных материалов. Кратко описаны примеры успешной реализации технологий подводной резки.

Рассчитана на научный и инженерно-технический персонал, занимающийся подводно-техническими работами, «продвинутых» водолазов-сварщиков, а также студентов вузов и ПТУ сварочных, металлургических и машиностроительных специальностей, мастеров, рабочих.





ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ КОМПОЗИТНЫХ БАНДАЖЕЙ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕФЕКТНЫХ УЧАСТКОВ ТРУБОПРОВОДОВ

Э. Ф. ГАРФ, д-р техн. наук, В. А. НЕХОТЯЩИЙ, Р. И. ДМИТРИЕНКО, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Ю. В. БАНАХЕВИЧ, канд. техн. наук (ГК «Укртрансгаз», г. Киев),
А. В. САВЕНКО, И. Н. ОЛЕЙНИК, инженеры (ООО «Кайлас», г. Киев)

Приведены результаты испытаний труб 720×10 и 530×8 мм с композитно-полимерными бандажами в участках с дефектами, имитирующими локальные коррозионные повреждения. Показана совместная работа бандажа и трубы при статических и циклических нагрузках, вызываемых внутренним давлением. Установлена эффективность усиления композитно-полимерными бандажами дефектных участков трубопроводов и отмечены особенности разрушения трубы с бандажом.

Ключевые слова: трубопровод, дефектные участки, восстановление прочности, композитный полимерный бандаж, внутреннее давление, испытания, напряжения, деформация

Проблема обеспечения надежности трубопроводов, длительное время находящихся в эксплуатации, требует наличия конструктивных решений и технологий их осуществления, направленных на повышение прочности отдельных участков, имеющих повреждения. Эта проблема особенно актуальна для Украины, на территории которой эксплуатируется только магистральных нефте-, газо- и продуктопроводов свыше 42 тыс. км.

Ремонт участков трубопроводов, имеющих локальные коррозионно-механические повреждения, может осуществляться с использованием конструктивно-технологических решений, реализуемых либо с помощью сварки либо с применением высокопрочных неметаллических материалов [1]. Часто при этом одним из условий является выполнение ремонтных работ без прекращения эксплуатации трубопровода. В полевых условиях, вдали от источников энергоснабжения для ликвидации локальных дефектов, как правило, преимущество отдают наложению бандажей из неметаллических материалов. Простота технологии установки бандажей с применением высокопрочных неметаллических материалов и их небольшая масса являются решающими преимуществами при выборе технологии ремонта трубопроводов в горной местности на скалистых грунтах.

В мировой практике исследования в области использования композитных материалов при ремонте нефте- и газопроводов проводятся в течение последних 20 лет [2]. Имеются исследовательские программы, финансируемые компаниями, эксплу-

атирующими трубопроводы, и производителями труб, реализация которых позволила включить композитные материалы в технологии ремонта трубопроводов. Создана нормативная база на ремонт трубопроводов неметаллическими композитными системами в полевых условиях [3]. Расширяется номенклатура используемых композитных материалов [2].

В Украине для локального ремонта трубопроводов используют композитные бандажи ППС фирмы «Полипромсинтез», изготавливаемые на основе стеклопластиков и полиэфирной смолы. Выполнен большой объем исследований по расчетной оценке прочности системы трубопровод — композитный бандаж, изучению механических свойств композитного бандажа, разработке конструктивно-технологических схем усиления дефектных участков трубопроводов. К сожалению, использование композитных материалов на основе стеклопластиков и полиэфирных смол не имеет хорошо отработанной и стабильной технологии. Широкая гамма композитов и технологических приемов, высокая чувствительность механических свойств к изменению технологических параметров требует при проектировании композитных бандажей принимать во внимание технологические особенности материалов и особенности выполнения ремонтных работ [1].

В России для локального ремонта трубопроводов получают распространение композитные полимерные бандажи (КПБ). Нормативными документами [3] оговорены дефекты в трубах, пригодные для ремонта КПБ, материалы, рекомендуемые для заполнения дефектов и используемые в качестве адгезивов, материалы, воспринимающие нагрузку от внутреннего давления, и напол-

нителю. Сформулированы технические требования к этим материалам и технологии нанесения КПБ.

Вместе с тем увеличение конструктивно-технологических решений по усилению трубопроводов КПБ и расширение номенклатуры используемых материалов не сопровождается увеличением объемов исследований совместной работы трубы и бандажа. Существенное различие модулей упругости, а также механических и деформационных свойств материалов трубы и композита требует более глубокого изучения их совместной работы, особенно в упругопластической и пластической областях деформирования.

Целью настоящей работы явилось изучение на натуральных фрагментах труб и образцах особенностей совместной работы трубы с локальным дефектом и усиливающего КПБ, а также оценка эффективности использования КПБ для повышения прочности трубопровода при статическом и циклическом нагружении внутренним давлением.

Для исследований использовали фрагменты трубы Ду 720×10, изготовленной (ТУ 14-31573-96) из стали марки 13Г1С-У, и трубы Ду 530×8, изготовленной (ТУ 14-8-20-99) из стали марки 17Г1С-У. К трубам длиной 4 м приваривали полусферические днища. На внешней поверхности труб с помощью абразивного круга наносили искусственные дефекты, размеры которых приведены на рис. 1 и 2.

Коэффициенты снижения несущей способности трубы определяли, исходя из предпосылки, согласно которой влияние дефекта аналогично влиянию

одиночного сквозного отверстия при равенстве площадей дефекта и отверстия в продольном направлении [4–6]. Исходя из фактических размеров дефектов, коэффициенты снижения прочности составили: для трубы Ду 720×10 — 0,72, Ду 530×8 — 0,617.

Усиление дефектных участков осуществляли путем наложения многослойного бандажа. Технология нанесения КПБ предусматривает подготовку поверхности трубы с помощью пескоструйной обработки, а также заполнение дефектов и сглаживание неровностей, в частности, при наличии усиления в сварном шве, с помощью композитного материала РЭМ-Сталь, технические характеристики которого представлены в ТУ 2257-005-00396558-98. После полимеризации РЭМ-Стали и зачистки поверхности в соответствии с ВРД 39-1.10-013-2000 наносили КПБ. Для обеих труб бандаж состоял из семи слоев стеклосетки и его толщина составила примерно 4 мм. Ширина бандажа для трубы Ду 720 составляла 490 мм, а для трубы Ду 530 – 460 мм. Все операции по установке бандажей выполняли при избыточном давлении в трубах 4,94 МПа, что соответствует 70 % рабочего давления. После полной полимеризации бандажей приступили к испытанию труб.

Программа испытаний предусматривала определение фактических механических свойств металла труб Ду 720 и 530; измерение фактической толщины стенки в исследуемых фрагментах труб; исследование напряженно-деформированного состояния образцов-стендов в упругой стадии на-

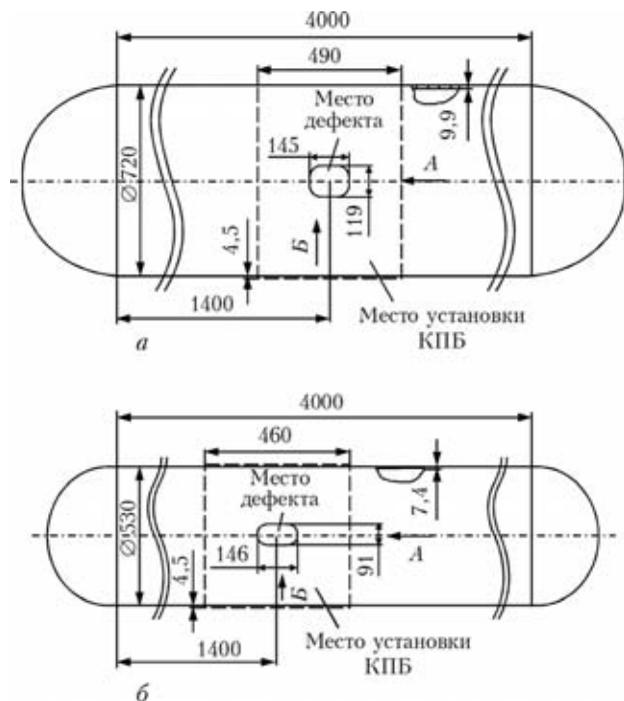


Рис. 1. Образцы-стенды Ду 720 (а) и 530 (б) с нанесенными дефектами и КПБ

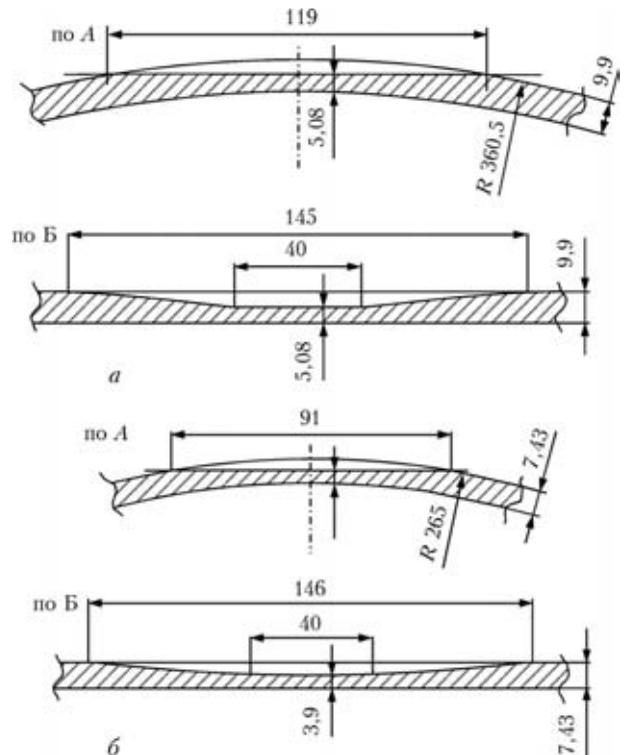


Рис. 2. Геометрические размеры дефектов на образцах-стендах: а — Ду 720; б — Ду 530

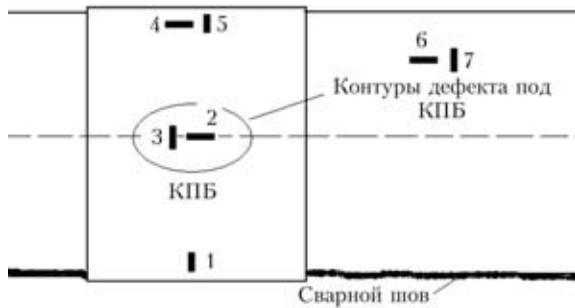


Рис. 3. Схема размещения датчиков (тензорезисторов) на образцах-стендах Ду 720 и Ду 530

ружения; испытание образца-стенда Ду 530 при циклическом нагружении; испытание образцов-стендов внутренним давлением до разрушения; исследование совместной работы стенки трубы с РЭМ-Сталью; испытание обечайки с КПБ на сплющивание.

Механические свойства металла труб определяли на стандартных образцах, вырезанных из обечайек свидетелей, отрезанных от трубы, и на образцах, изготовленных из трубы после ее разрушения. Результаты испытаний удовлетворяют требованиям технических условий как на трубу Ду 720, так и на трубу Ду 530.

Измерение толщины стенки проводили ультразвуковым толщиномером ТУЗ-2 с целью установления фактического его значения и области рассеяния на трубе длиной 4 м. Для образца-стенда Ду 720 результаты измерений находились в диапазоне 9,77...10,0 мм при среднем значении толщины стенки 9,9 мм. Для Ду 530 диапазон измерений толщины стенки составил 7,36...7,53 мм при среднем значении 7,43 мм.

Напряженно-деформированное состояние образцов-стендов исследовали с целью установления совместной работы трубы и бандажа на всех этапах нагружения, соответствующих работе трубопровода. Для измерения относительных деформаций использовали проволочные тензорезисторы типа 5П1-20-200-Б12 с базой 20 мм и измеритель статических деформаций ИСД-3. Деформации на стенке трубы и бандажах в местах дефектов и на удалении от них измеряли в продольном и кольцевом направлениях. Схема размещения датчиков приведена на рис. 3.

Следует заметить, что на трубу датчики наклеивали при отсутствии внутреннего давления, а на бандаж при давлении, составляющем 70 % рабочего. Деформации измеряли при поэтапном снижении давления до нуля и последующем увеличении внутреннего давления до 9,81 МПа. Результаты измерения деформаций в кольцевом и продольном направлениях приведены на рис. 4.

Как видно, нулевые деформации в бандаже соответствуют давлению в трубе 4,94 МПа. Нулевые деформации в трубе имеют место при отсутствии внутреннего давления. При этом в бандаже наблюдаются деформации сжатия.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что деформирование бандажа происходит совместно с трубой как при снижении, так и при подъеме давления. Градиент деформаций в зоне дефекта (датчики 2 и 3) и в зоне продольного сварного шва (датчик 1) более высокий. На образце-стенде Ду 530 это проявляется в меньшей степени. Кольцевые и продольные деформации в теле трубы и на бандаже вне зоны дефекта и сварного шва

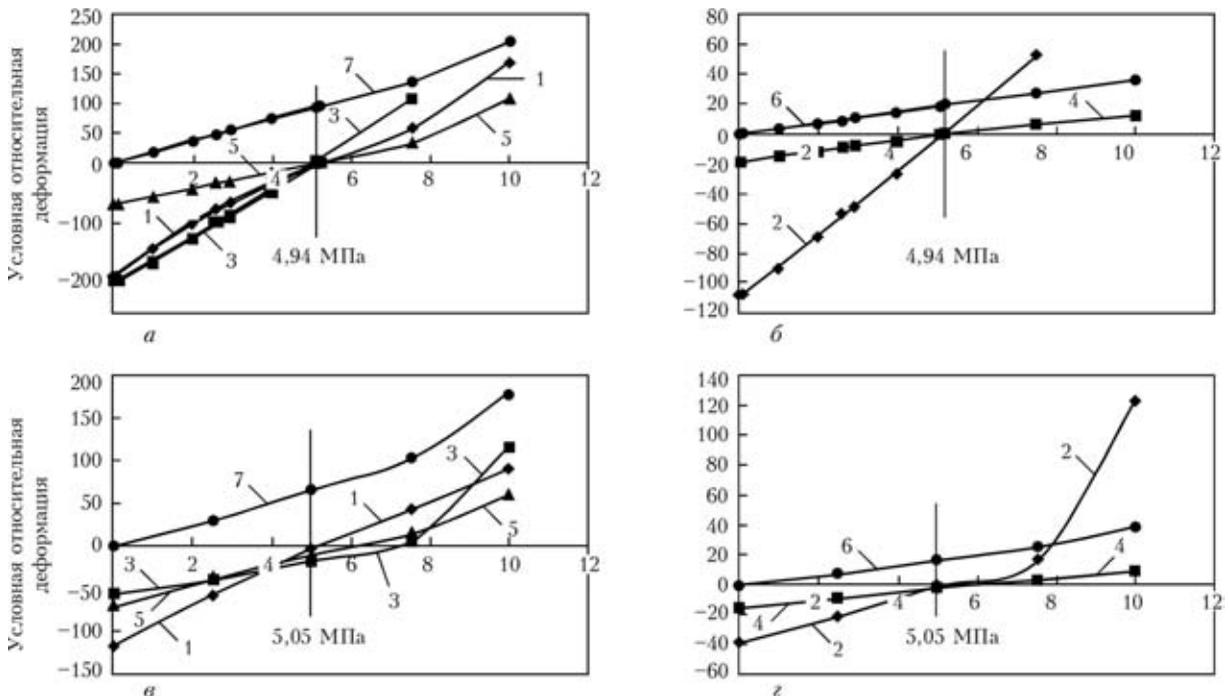


Рис. 4. Результаты измерения кольцевых (а, в) и осевых (б, з) деформаций образца-стенда Ду 720 (а, б) и Ду 530 (в, з) (1-7 номера датчиков тензорезисторов)

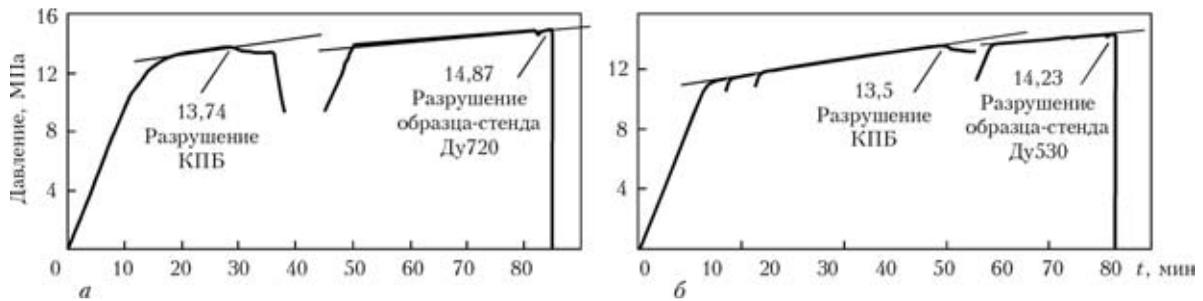


Рис. 5. Диаграммы гидравлических испытаний образцов-стендов Ду 720 (а) и Ду 530 (б) внутренним давлением до разрушения

(датчики 5 и 7) практически одинаковы. При давлении 9,81 МПа наблюдается отклонение деформаций от линейного закона, что связано с достижением в трубе напряжений текучести.

Бандаж начинает принимать на себя часть усилий после поднятия давления выше того, при котором он устанавливался.

Важным элементом проверки совместной работы трубы и бандажа явились испытания на циклическую нагрузку образца-стенда Ду 530. Нагрузку осуществлялось избыточным внутренним гидравлическим давлением 0,4...7,5 МПа. Период цикла напряжений составил около 36 с. За базу испытаний приняли долговечность 10^4 циклов, что соответствует 33 годам эксплуатации трубопровода. Нагрузку создавали гидроагрегатом ПТР 1-1-400 производительностью 1000 л/ч. Управление процессом нагружения выполняли в автоматическом режиме. Параметры нагружения контролировали высокоточным манометром и датчиком давления «Метран 100-ДИ». Максимальные напряжения цикла составили около

$0,6\sigma_T$, т. е. испытания проводили в упругой области. После 2500; 5000; 8000 циклов, а также после завершения испытаний (10036 циклов) проводили осмотры трубы и бандажа. Расслоений и трещин в бандаже, а также отслоений бандажа от тела трубы обнаружено не было.

Испытанию до разрушения были подвергнуты образцы-стенды Ду 720 и Ду 530. Образец-стенд Ду 530 предварительно прошел циклические испытания. Нагрузку поднимали поэтапно с 10-минутной выдержкой после каждого этапа и визуальным осмотром трубы и бандажа. Этапы нагружения предусматривали: рабочее давление; полуторное рабочее давление; давление, соответствующее пределу текучести в материале; давление разрушения образца-стенда. Ход испытаний потребовал дополнительных остановок в пластической области работы трубы, что связано с разрушением бандажа, которое наблюдалось до разрушения трубы. Полные диаграммы испытаний образцов-стендов представлены на рис. 5.

Разрушение трубы, усиленной КPB, имеет свои особенности. При нагрузках, вызывающих пластическое деформирование трубы, в месте дефекта начинает формироваться область концентрации деформаций. Когда деформации достигают критических значений для бандажа, происходит его разрыв, который охватывает не всю ширину бандажа, а только часть, расположенную над дефектом. При этом отслоения бандажа от трубы не наблюдается. В момент разрыва бандажа давление в трубе несколько падает, а затем снова начинает расти и превосходит уровень первоначального разрыва бандажа. На этом этапе несколько уменьшается угол наклона диаграммы нагружения, что свидетельствует о замедлении роста нагрузки и более интенсивном росте деформаций. Разрушение образца-стенда Ду 720 (рис. 6) вязкое, произошло при внутреннем давлении 14,87 МПа. При этом образовалась продольная трещина, которая прошла через середину дефекта. Непосредственно перед разрушением трубы происходило отслоение бандажа в зоне дефекта, сопровождаемое характерным потрескиванием.

Испытание образца-стенда Ду 530 проводили по той же схеме, что и Ду 720. При давлении 13,5 МПа произошел первый разрыв части бан-

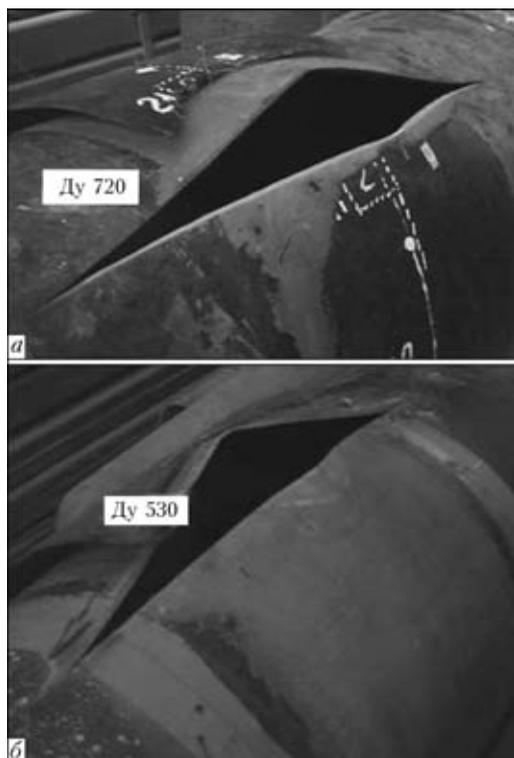


Рис. 6. Внешний вид разрушенных образцов-стендов



Результаты испытания до разрушения образцов-стендов Ду 720 и Ду 530

Ду трубы	Минимальная толщина стенки (фактическая), мм	Прочностные свойства стали				Напряжения в трубе при разрушении бандажа, МПа	Напряжения разрушения трубы, МПа	Коэффициент ослабления трубы с дефектом (φ)	Коэффициенты ослабления трубы, усиленной бандажом	
		по ТУ (min), МПа		экспериментальные, МПа					относительно фактических свойств	относительно нормативных требований
		σ_T	σ_B	σ_T	σ_B					
720×10	9,77	380	540	388,2	560,6	518,93	540,5	0,720	0,927/0,964	0,961/1,00
530×8	7,36	360	510	391,65*	560,65*	479,3	504,2	0,617	0,864/0,910	0,940/0,989

* Минимальные механические свойства, полученные на образцах, вырезанных из трубы, после ее испытания.

дажа (около 30 % его ширины). Разрушение трубы произошло при давлении 142,3 МПа (рис. 6, б).

Обобщение результатов испытаний образцов стендов Ду 720 и Ду 530 приведено в таблице.

Критерием оценки эффективности КРБ может служить сопоставление коэффициентов прочности трубы, усиленной бандажом, и коэффициентов ослабления трубы дефектом. Коэффициент прочности трубы, усиленной бандажом, рассматривается, исходя из частичного разрушения бандажа и полного разрушения трубы с бандажом.

Образец-стенд Ду 530 показал несколько меньшую эффективность бандажа. Возможно, на результат повлияло предварительное испытание его циклической нагрузкой, а также использование в качестве исходных механических свойств результатов, полученных на образцах, вырезанных из трубы после ее испытания до разрушения. Возможно также, что эффективность бандажа несколько снижается с увеличением ослабления трубы дефектом.

Как видно, эффективность использования бандажей существенная, даже если за предельное состояние рассматривать частичный разрыв бандажа. Вместе с тем ясно, что 100%-е восстановление прочности трубы потребует настолько значительного увеличения толщины бандажа, что экономически это будет неоправдано.

Коэффициенты ослабления трубы, приведенные в последнем столбце таблицы, получены исходя из минимальных значений временного сопротивления сталей, оговоренных ТУ на трубы. Этот показатель достаточно условен, поскольку нормативные значения механических свойств трубы ниже фактических.

Для получения представления о совместности деформирования металла трубы и РЭМ-Стали проводили испытания на растяжение образцов с нанесенным на них слоем РЭМ-Стали. Образцы вырезали из обечайки-свидетеля Ду 720. Испытывали три образца до разной степени пластического деформирования.

Нагрузку в первом образце доводили до образования в нем шейки. Напряжения при этом составили 568,8 МПа, что практически соответ-

ствует временному сопротивлению стали. Относительное удлинение в образце, измеренное после снятия нагрузки, составило 17 %. Растрескивание и отслаивание РЭМ-Стали было зафиксировано при напряжениях 505 МПа.

При испытании второго образца напряжения достигли 538,6 МПа, остаточные деформации 4,25 %. Начало отслоения и в этом образце было зафиксировано при напряжении примерно 505 МПа.

В третьем образце, когда напряжения достигли 468,8 МПа, нагружение было приостановлено. При этом остаточное удлинение составило 1,5 %. На этом образце следов отслоения или растрескивания РЭМ-Стали обнаружено не было.

Эти испытания подтвердили, что при упругих и упругопластических деформациях РЭМ-Сталь работает совместно с металлом трубы. Отслоение и растрескивание имеет место, когда пластические деформации составляют 2... 3 %.

Если эти результаты перенести на трубопровод, то можно видеть, что отслоение РЭМ-Стали происходит на самой заключительной стадии нагружения трубы, когда определяется место концентрации деформаций.

Совместность работы трубы и бандажа при деформировании была проверена испытанием обечайки с бандажом на сплющивание. Испытания ставили своей целью определение относительной деформации, при которой нарушается совместность работы металла и бандажа. Разрыв бандажа имел место при сплющивании обечайки Ду 530 с бандажом до расстояния между наружными стенками 220 мм. При снятии нагрузки это расстояние выросло до 265 мм. Относительная деформация металла, при которой произошло растрескивание бандажа, составила около 7,8 %. Этот результат еще раз подтверждает совместность работы бандажа и трубы при достаточно больших локальных пластических деформациях.

Вместе с тем испытания на растяжение образцов в виде полос шириной 44 мм, вырезанных после разрушения образца-стенда из участка бандажа, удаленного от места разрушения, показали, что материал бандажа работает упруго вплоть до разрушения. Относительное удлинение образцов

практически равно нулю. Однако при совместной работе с трубой разрушение бандажа происходит, как отмечено выше, при достаточно значительных пластических деформациях в трубе. Это объясняется тем, что модуль упругости композита более чем на два порядка ниже модуля упругости стали, бандаж наносится на нагруженную трубу и частично пластические деформации трубы бандаж способен воспринимать за счет пластичности наполнителя.

Выводы

1. Результаты испытаний фрагментов труб, усиленных в местах дефектов КПБ, показали, что деформации в бандажах пропорциональны деформациям трубы. Это свидетельствует о совместной работе трубы и бандажа не только в упругой области при растягивающих и сжимающих напряжениях в бандаже, но и в области упругопластических деформаций в трубе.

2. Испытания пульсирующим циклом с максимальными напряжениями цикла, соответствующими рабочему давлению в трубе, показали совместность работы трубы и бандажа на всей базе испытаний (10^4 циклов) и не привели к образованию усталостных трещин.

3. При данном сочетании геометрических размеров и механических свойств трубы, размерах дефекта и условиях установки бандажа, разруше-

ние последнего предшествует исчерпанию несущей способности трубой. Разрыв бандажа происходит в месте дефекта на этапе концентрации пластических деформаций в этой зоне, носит локальный характер и не сопровождается отслоением бандажа от трубы.

4. Результаты испытаний образцов-стендов Ду 720 и Ду 530 показали, что разрушение бандажа происходит при напряжениях, которые составляют 86,4...92,7 %, а разрушение труб — 91...96,4 % значений временного сопротивления металла трубы. Это свидетельствует о том, что бандаж существенно повышает прочность трубы с дефектом.

1. *Ремонт магістральних трубопроводів під тиском* / М. В. Беккер, В. С. Бут, Р. М. Говдяк та ін. — К.: Кий, 2008. — 232 с.
2. *Alexander C., Francini B.* State of the art assessment of composite systems used to repair transmission pipe lines // 6th Intern. pipeline conf. 25–29 Sept., 2006. — Calgary, Alberta, Canada, IPC 2006-10484. — 8 p.
3. *ASME B 31.4, ASME B 31.8.* Classes of ASME Boiler and Pressure vessel Code. — Date 10.05.90.
4. *ПНАЭ Г-7-002-86.* Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. — М.: Энергоиздат, 1989. — 524 с.
5. *ОСТ 108.031.08-85.* Котлы стационарные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. — Введ. 01.07.87.
6. *Гарф Э. Ф., Непребский М. А.* Оценка прочности и ресурса трубопроводов с эрозионно-коррозионными повреждениями // Автомат. сварка. — 2000. — № 9/10. — С. 15–20.

The paper gives the results of testing 720×10 and 530×8 mm pipes with composite-polymer bands in the sections with defects simulating local corrosion damage, reinforced in the defect location. Joint work of the band and pipe at static and cyclic loading caused by inner pressure, is shown. Effectiveness of reinforcement of defective pipeline sections by composite-polymer bands and features of fracture of a banded pipe are demonstrated.

Поступила в редакцию 02.02.2011

AWST-2011

ДОСТИЖЕНИЯ В СВАРОЧНОЙ НАУКЕ И ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ СТРОИТЕЛЬСТВА, ЭНЕРGETИКИ И ТРАНСПОРТНЫХ СИСТЕМ

24–25 октября 2011

Gloria Golf Resort — Белек/Анталия

GEV (Gedik Education Foundation) и ТКТА (Turkish Welding Technology Academy) приглашает экспертов по сварке и ученых со всего мира на Международный конгресс AWST-2011 IIW (Международный институт сварки).

Тематика конгресса (последние разработки в таких темах):

- новейшие стали и алюминиевые сплавы и их свариваемость
- разработка сварочных материалов, передовых способов сварки, СТП, лазерной сварки
- методы проектирования и моделирования и промышленного применения
- испытания и характеристики швов
- анализ механизмов усталости–разрушения–коррозии–ползучести металла швов
- методики оценки соответствия эксплуатации (FFS), применения и стандартизация
- образование и подготовка кадров для сварочного производства

По всем вопросам обращаться: Gedik Education Foundation,
e-mail: scientific@awst2011.com, тел: +90.216 378 7941, Website: www.awst2011.com



РАЗРАБОТКА ДАТЧИКА ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ СКОРОСТИ КОРРОЗИИ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ В АТМОСФЕРНЫХ УСЛОВИЯХ

С. А. ОСАДЧУК, инж., Л. И. НЫРКОВА, канд. хим. наук, С. Г. ПОЛЯКОВ, д-р техн. наук,
С. Л. МЕЛЬНИЧУК, Н. А. ГАПУЛА, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработан двухэлектродный датчик с коповерхностным расположением электродов для измерения мгновенной скорости коррозии конструкционных сталей и сварных соединений в тонких пленках электролитов. Продемонстрирована его работоспособность для измерения скорости атмосферной коррозии при разной температуре, влажности воздуха 100 % в условиях конденсации влаги и без нее. Определено, что в условиях, моделирующих атмосферные, с помощью разработанного датчика можно измерять скорость коррозии в диапазоне $1 \cdot 10^{-6} \dots 10$ мм/год.

Ключевые слова: датчик скорости коррозии, атмосферная коррозия сварных металлоконструкций, конденсация влаги на металлической поверхности, метод поляризационного сопротивления

Атмосферная коррозия является самым распространенным видом коррозии, поскольку около 80 % металлических конструкций эксплуатируется в атмосферных условиях. Атмосферная коррозия металлов в основном имеет электрохимическую природу и протекает в тонких пленках влаги, которая конденсируется на поверхности металла. Процесс коррозии в атмосфере довольно продолжительный. Время до полного разрушения металлоконструкции составляет от 5 до 16 лет. Однако было бы ошибочным считать, что процесс коррозии в атмосфере протекает всегда медленно, с меньшей скоростью, чем при погружении металла в объем электролита. Если средняя скорость коррозии в морской воде $i_k = 0,10 \dots 0,15$ мм/год, то коррозия свай в зоне переменного смачивания, например нефтепромыслов Каспия, составляет $0,5 \dots 0,6$ мм/год. Скорость атмосферной коррозии (i_k , мм/год) в бытовых и производственных помещениях приведена ниже [1]:

домашняя кухня и ванна	0,0025...0,0100
прачечная	0,0075
бедильня	0,0430
фабрика серной кислоты	0,0480
бумажная фабрика	0,0680
локомотивное депо	0,0800
травильный цех металлургического завода ...	свыше 0,450

Коррозия незащищенной поверхности стали и ее сварных соединений в атмосфере определяется климатическими условиями конкретной местности. Основными причинами возникновения атмосферной коррозии являются влажность и температура воздуха, перепад температуры, наличие циклов увлажнения–высыхание, присутствие в

воздухе диоксида серы (промышленная атмосфера), хлорида натрия (морская атмосфера).

Скорость коррозии в течение первого года эксплуатации сварных металлоконструкций составляет 0,19 мм/год — верхний предел для наиболее агрессивных атмосфер (категория C5) по стандарту ISO 12944–2. При наличии загрязнителей или гигроскопических солей коррозия может протекать при низких значениях влажности.

Как известно, основным фактором, стимулирующим возникновение атмосферной коррозии, является вода [1], которая способствует образованию на поверхности металла пленки влаги. При относительной влажности воздуха (до 60 %) следы влаги на поверхности металла отсутствуют. В этом случае коррозия протекает по химическому механизму.

При относительной влажности воздуха 60...70 %, которая называется критической, начинается конденсация влаги и на поверхности металла появляется тонкая сплошная адсорбционная пленка воды. Критическая влажность промышленной атмосферы в среднем составляет 60 %. При относительной влажности атмосферы выше критической скорость атмосферной коррозии значительно увеличивается.

Этот важный факт впервые продемонстрировал Вернон в серии своих классических экспериментов [1]. Он показал, что в чистом воздухе при относительной влажности ниже 100 % коррозия протекает со скоростью не более $0,001 \dots 0,002$ мм/год, но присутствие незначительной концентрации таких примесей, как диоксид серы, может вызвать повышение скорости коррозии в 100 раз даже при отсутствии видимых следов влаги. Достаточно того, чтобы относительная влажность превысила некоторое критическое (причем сравнительно небольшое) значение, ко-

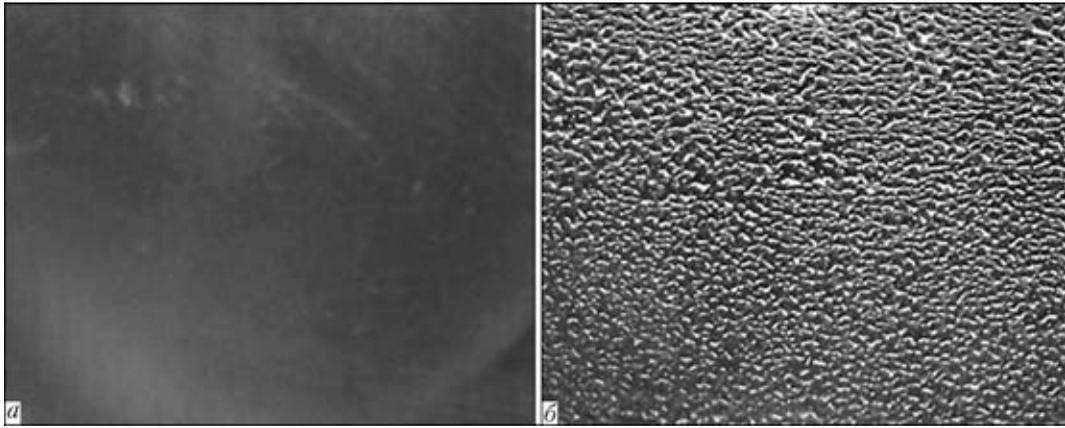


Рис. 1. Внешний вид пленки влаги, образующейся на поверхности стали Ст3 и ее сварных соединениях при $T = 24$ °C без конденсации (а) и при $T = 50$ °C с конденсацией (б) влаги

торое зависит от природы загрязнения атмосферы, но при наличии диоксида серы составляет 70...80 %. Если влажность ниже критической, то скорость коррозии меньше 0,001 мм/год даже в загрязненном воздухе.

Известно, что тонкая пленка влаги на поверхности металла влияет на ход коррозионных процессов, а скорость коррозии определенным образом зависит от толщины этой пленки. Тонкие пленки бывают двух видов: адсорбционные, образующиеся при относительной влажности воздуха от 60 до 70 %; фазовые, видимые глазом, образующиеся при влажности воздуха, близкой к 100 %, которая сопровождается конденсацией влаги на поверхности и без нее.

В настоящее время методика мониторинга сварных металлоконструкций в условиях атмосферной коррозии на объектах длительной эксплуатации практически отсутствует. Ее создание невозможно без разработки надежных и достоверных средств контроля коррозии, т. е. первичных преобразователей или датчиков с высокой чувствительностью, позволяющих измерять мгновенную скорость коррозии на протяжении суточного цикла на объектах продолжительной эксплуатации таких, как складские и производственные помещения, в том числе новый безопасный конфайнмент НБК «Укрытие» на Чернобыльской АЭС.

Для измерения мгновенной скорости коррозии конструкционных сталей и ее сварных соединений в тонких пленках электролитов разработан двухэлектродный датчик с коповерхностным расположением электродов, чувствительный элемент которого выполнен из стали Ст3. Для получения более достоверных значений скорости коррозии чувствительный элемент датчика предполагается выполнять из того же материала, что и металлоконструкция. Для повышения точности измерений чувствительный элемент датчика располагают на анодированной пластине, с помощью которой датчик крепится на контролируемой металлоконструкции. Работа датчика основана на методе по-

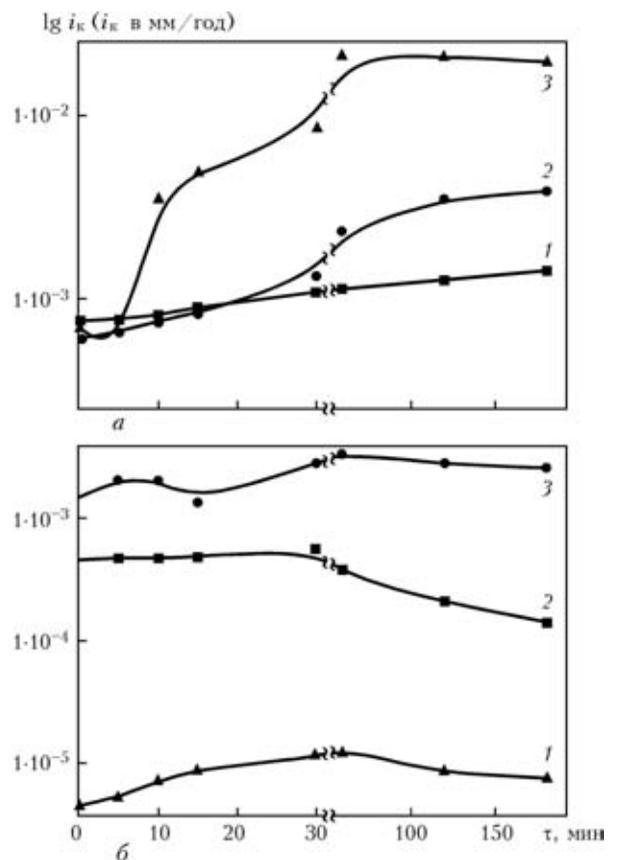


Рис. 2. Кинетика скорости коррозии i_k конструкционной стали Ст3 в условиях, моделирующих атмосферные с конденсацией влаги на поверхности (а) и без нее (б) при $T = 24$ (1), 50 (2) и 70 °C (3), полученная с помощью датчика скорости коррозии

Скорость коррозии конструкционной стали и сварных соединений (i_k , мм/год), полученная методом поляризационного сопротивления, в условиях, моделирующих атмосферные

T , °C	С конденсацией влаги	Без конденсации влаги
24	$1,4 \cdot 10^{-3}$	$1,4 \cdot 10^{-3}$
50	$3,9 \cdot 10^{-3}$	$2,3 \cdot 10^{-4}$
70	$2,0 \cdot 10^{-2}$	$7,5 \cdot 10^{-6}$

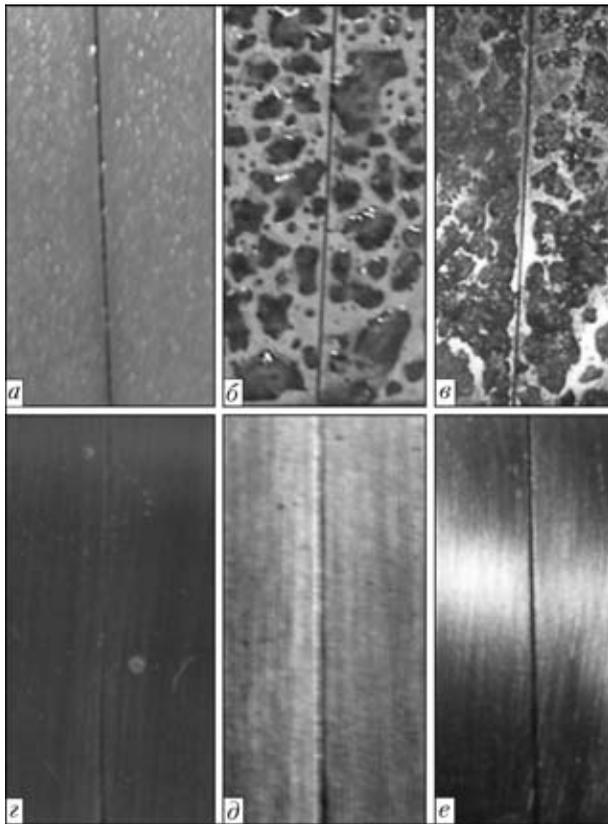


Рис. 3. Внешний вид поверхности датчиков после экспонирования ($t = 3$ ч) в условиях, моделирующих атмосферные с конденсацией влаги на поверхности датчика (а–в) и без нее (z–e) при $T = 24$ (а, z), 50 (б, d) и 70 °C (в, e)

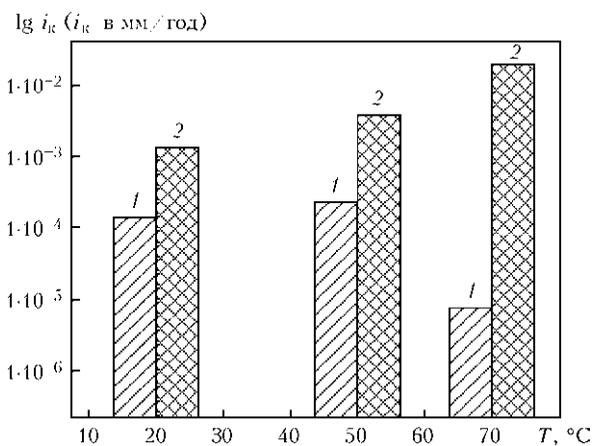


Рис. 4. Зависимость i_k конструкционной стали Ст3 от температуры в условиях, моделирующих атмосферные с конденсацией влаги на поверхности датчика (1) и без (2) нее, полученная с помощью датчика скорости коррозии

ляризационного сопротивления, теоретические основы которого описаны в работе [2].

Технико-эксплуатационная характеристика датчика

Диапазон измерения скорости атмосферной коррозии, мм/год	$1 \cdot 10^{-5} \dots 5$
Измеряемое поляризационное сопротивление, Ом	$10^2 \dots 10^7$
Условия эксплуатации:	
температура, °C	$-40 \dots +70$
относительная влажность воздуха, %	$80 \dots 100$
Погрешность измерений, %	не более 20

Исследованы особенности коррозии углеродистой стали Ст3 и сварного соединения в условиях, моделирующих атмосферные — температура воздуха 24, 50 и 70 °C, относительная влажность 100 %. При этом датчики скорости коррозии сварных соединений и образцы сварных соединений располагали горизонтально для образования пленок влаги на их поверхностях. Измерения проводили в термостатированных условиях. В процессе исследования создавали атмосферные условия, при которых происходила конденсация влаги на металлической поверхности в условиях, когда конденсация влаги на поверхности не достигалась, а затем оценивали толщину образовавшейся пленки (рис. 1). Определено, что при температуре 24 °C в условиях конденсации влаги в течение 20 мин на поверхности образцов образовалась очень тонкая пленка толщиной от 0,6 до 3,0 мкм (см. рис. 1, а). При $T > 40$ °C в условиях конденсации влаги на поверхности образцов образовывались видимые фазовые слои влаги и капельки воды. Толщина слоя влаги составляла от 17 до 45 мкм (см. рис. 1, б).

В лабораторных условиях, моделирующих атмосферные, оценена мгновенная скорость коррозии (в течение 3 ч). Полученные результаты представлены в таблице и на рис. 2–4.

Проанализировав полученные данные, можно отметить, что скорость коррозии стали Ст3 и ее сварных соединений в тонких пленках влаги возрастала с повышением температуры влажного воздуха вследствие интенсификации процесса конденсации влаги и образования слоев влаги разной толщины. В этих слоях коррозия протекала по разным механизмам: в слоях толщиной менее 30 мкм — по диффузионному, толщиной более 30 мкм — по конвекционному [1, 2].

При $T = 24$ °C конденсация влаги происходила медленнее, чем при более высокой температуре. В связи с этим на поверхности металла образовалась пленка влаги толщиной от 0,6 до 3,0 мкм, коррозия имела сплошной характер и протекала со скоростью не более 0,005 мм/год (рис. 2, а, кривая 1, и рис. 3, а).

Вследствие образования неравномерного слоя влаги на поверхности датчиков при повышении температуры коррозия приобретала очаговый характер (рис. 3, б, в). Наибольшая скорость коррозии имела место под каплями влаги. Увеличению скорости локальной коррозии способствовали образовавшиеся продукты коррозии, которые по своим свойствам являлись гигроскопическими и удерживали влагу на поверхности датчика.

Скорость коррозии стали Ст3 и ее сварных соединений при отсутствии конденсации влаги на поверхности датчика также возрастала с повышением температуры от 24 до 50 °C и составила 0,00014 при $T = 24$ °C (рис. 2, б, кривая 1, рис. 3, z) и

0,00023 мм/год при $T = 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 2, б, кривая 2, рис. 3, д). Такие значения скорости коррозии свидетельствовали о том, что металл вел себя как «совершенно стойкий» по пятибалльной шкале коррозионной стойкости [2]. Дальнейшее повышение температуры до $70\text{ }^{\circ}\text{C}$ привело к уменьшению скорости коррозии (рис. 2, б, кривая 3, рис. 3, е). Наблюдаемое явление можно объяснить нагревом датчика, и как следствие, — высыханием образующегося фазового слоя, что, очевидно, привело к изменению механизма коррозии с электрохимического на химический и существенному снижению скорости коррозии.

Работы по исследованию атмосферной коррозии конструкционной стали и сварных соединений с помощью метода поляризационного сопротивления планируется продолжать в лабораторных условиях и условиях эксплуатации при разной температуре и влажности воздуха, близкой к критической. Предполагается разработать системы непрерывного мониторинга коррозионного состояния сварных металлических конструкций.

Выводы

1. Изучены особенности коррозии углеродистой стали Ст3 и сварных соединений в условиях, мо-

делирующих атмосферные (температура воздуха 20, 50 и $70\text{ }^{\circ}\text{C}$, относительная влажность 100 % в условиях конденсации влаги и без нее). Установлено, что в тонких пленках влаги скорость коррозии возрастает с повышением температуры влажного воздуха вследствие интенсификации процесса конденсации влаги и образования слоев разной толщины.

2. Оценена толщина пленки влаги, образовавшейся на поверхности металла в разных условиях. Показано, что при температуре $24\text{ }^{\circ}\text{C}$ в условиях конденсации влаги на поверхности датчика толщина слоя влаги составляла 0,6...3,0 мкм, при повышении температуры свыше $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ достигала 17...45 мкм.

3. Исследована работоспособность датчика для измерения скорости атмосферной коррозии при разной температуре, влажности воздуха 100 % в условиях конденсации влаги и без нее. Определено, что датчик может измерять скорость коррозии в диапазоне $1 \cdot 10^{-6} \dots 10$ мм/год.

1. Розенфельд Л. И. Атмосферная коррозия металлов. — М.: Изд-во АН СССР, 1960. — 372 с.
2. Чвірук В. П., Поляков С. Г., Герасименко Ю. С. Електрохімічний моніторинг техногенних середовищ. — К.: Академперіодика, 2007. — 332 с.

A two-electrode sensor with co-surface electrode position was developed for measurement of the instant rate of corrosion of structural steels and welded joints in thin electrolyte films. Sensor performance was demonstrated for measurement of the rate of atmospheric corrosion at different temperatures, 100 % air humidity under the conditions of moisture condensation and without it. It is established that under the conditions simulating the atmospheric conditions, the developed sensor can be used to measure the corrosion rates in the range of $1 \cdot 10^{-6} \dots 10$ mm/y.

Поступила в редакцию 02.03.2011

Российско-украинская промышленная выставка «EXPO-RUSSIA UKRAINE 2011»

5–7 сентября 2011

г. Киев Украинский дом

Разделы выставки: энергетика и нефтегазовая промышленность; машиностроение и автомобильная промышленность; металлургия; медицина и фармацевтика; атомная энергетика; телекоммуникации и связь; образование; строительство; агропромышленный комплекс.

В «Expo-Russia Ukraine 2011» планируют принять участие около 100 российских и украинских компаний, предприятий малого и среднего бизнеса из многих регионов России и Украины.

Выставку сопровождает насыщенная программа деловых мероприятий. Центральное событие V конференция «Россия и Украина: Новый этап отношений. Перспективы межрегионального и инновационного сотрудничества». Деловая программа также включает тематические круглые столы, семинары, конференции с участием политиков, бизнесменов, ученых и экспертов двух стран.

Контакты: +7 (495) 637-5079, 637-3633, 637-36-66, +7 (499) 766-99-17;
многоканальный номер: +7 (495) 721-3236; web: z-expo.ru;
E-mail: 6373633@mail.ru

МЕЖДУНАРОДНАЯ ВЫСТАВКА «CUTTING & WELDING EQUIPMENT EXPO-CWE 11»

По различным оценкам специалистов к 2025 г. благодаря стремительному росту экономики потребительский рынок Индии вырастет в 5 раз, суммарные потребительские затраты — в 4 раза и достигнут 1,5 трлн дол. США, в то же время в 10 раз увеличится уровень среднего класса населения и в 3 раза семейный доход. Через пять лет инвестиции в промышленный сектор Индии достигнут 180 млрд дол. США.

В период с 6 по 8 мая 2011 г. в Мумбае (Индия) в Bombay Exhibition Centre в рамках объединенного форума TECHINDIA состоялись три выставки: «Оборудование по резке и сварке», «Насосы, вентили и компрессоры» и «Редукторные электродвигатели и устройства управления».

В отдельном павильоне выставки CWE-11 более 40 компаний (в основном индийских, а также из Китая, Германии, Англии и Украины) представили свои новейшие разработки и промышленное оборудование для сварки, резки и наплавки, системы автоматизации, сварочные материалы и аксессуары.

Представленные на выставке индийское оборудование и сварочные материалы отличаются достаточно высоким научно-техническим уровнем. Высокий уровень исполнения и сравнительно низкая цена индийской сварочной техники и материалов позволяют говорить о них, как о реальных претендентах на место не только в Юго-Восточной Азии, но и на мировом рынке.

Украинские новейшие разработки в области сварки были представлены ИЭС им. Е. О. Патона, заводом «ДОНМЕТ» (г. Краматорск) и фирмой «ТМ.ВЕЛДТЕК» (г. Киев).

Посетившие выставку представители индийских и других зарубежных компаний проявили интерес к разработкам ИЭС им. Е. О. Патона и других орга-



низаций. С двумя индийскими компаниями были подписаны протоколы о сотрудничестве.

Представители ИЭС им. Е. О. Патона посетили одну из ведущих индийских фирм «MOGORA» (г. Пуна), производящую сварочные источники питания для ручной и механизированной дуговой сварки. Следует отметить, что фирма организовала не только временное производство, но и всеиндийскую дистрибуторскую сеть по ее реализации и техническому обслуживанию.

Одновременно с проведением выставки Индийским сварочным обществом (Западная зона) был организован ежегодный сварочный семинар на тему «Рост индийской промышленности в области сварки и резки». Ведущие индийские специалисты представили 11 докладов, посвященных наиболее актуальным вопросам в области сварки и резки в промышленности Индии.

Динамичный рост промышленности Индии обуславливает большой потенциальный рынок для сварочных и смежных технологий, оборудования, материалов и услуг, которые являются предметом деятельности ИЭС им. Е. О. Патона, а также и других организаций Украины.

Д. В. Коваленко, инж., Б. Баскаран

МЕЖДУНАРОДНАЯ СПЕЦИАЛИЗИРОВАННАЯ ВЫСТАВКА «СВАРКА, РЕЗКА, НАПЛАВКА»

С 23 по 26 мая 2011 г. в Москве в ЦВК «Экспоцентр» на Красной Пресне проходила Международная выставка «Сварка, резка, наплавка», организованная в четвертый раз совместно компаниями «Мессе Эссен ГмбХ» и ООО «Мессе Дюссельдорф Москва» при поддержке постоянных деловых партнеров Немецкого сварочного общества (DVS) и Национального

агентства контроля и сварки (НАКС). Параллельно с ней проводились сходные по тематике выставки «Металлообработка», «Проволока России», «Трубы России», «Металлургия-Литмаш», «Алюминий-Цветмет», создающие прекрасные условия для комплексного решения специалистами-сварщиками проб-

лем и вопросов в самых разных отраслях промышленности.

Российский рынок является привлекательным для многих предприятий. Этим можно объяснить активное участие в выставке немецких фирм (свыше 20 экспозиций), китайских представительств (около 15 стендов), российских предприятий (около 30 стендов). Участие в выставке — это инвестиция в будущее. Как свидетельствуют результаты опроса Восточного комитета и Немецко-российской внешнеторговой палаты, накануне выставки 57 % фирм-респондентов рассчитывали на положительное развитие экономики в России. Планируется создание новых рабочих мест, намечаются новые инвестиции. Для предприятий, которые сейчас представляют себя в России, открываются превосходные возможности найти надежных партнеров и заказчиков. Это подтверждает опрос, проведенный AUMA e.V (Выставочно-ярмарочный комитет немецкой экономики): 91 % предприятий-респондентов отметил, что причиной, побудившей их к участию в специализированной выставке, является поиск новых клиентов, а целью — повышение уровня собственной известности; 89 % полагают, что экспозиция на выставке способствует поддержанию контактов с имеющимися клиентами, а 86 % сказали, что представляют новые изделия и услуги.

По прогнозным оценкам экономический рост в России на 2011 г. составит 4...5 %. Предполагается, что он удержится на этом уровне и в ближайшие годы в связи с ростом промышленного производства. Для России, чья экономика до недавнего времени была основана на производстве сырья, — это революционные изменения, которые в настоящее время привели к максимальному спросу в



Академик РАН Н. П. Алешин (второй слева) и академик НАН Украины Л. М. Лобанов (в центре) во время посещения выставки

России на товары и услуги, связанные с технологиями соединения материалов.

Представленные на выставке экспозиции включали демонстрацию дугового оборудования для приварки шпилек, электронно-лучевой сварки, сварки МИГ/МАГ, в том числе в узкий зазор, сварки в тандем; оборудование для сварки пластмасс, включая сварку нагретым инструментом и высокочастотную сварку; автоматизированное и механизированное оборудование для производственных линий, включая роботы; оборудование для оснащения цехов и рабочих мест (столы для сварки и резки, загрузочные поворотные устройства); средства защиты и охраны труда (системы для отвода сварочных дымов, сварочные кабины, завесы, экраны, фильтры и фильтровальные системы); средства индивидуальной защиты (щитки, очки, фильтры); приспособления общего назначения (поворотные столы, манипуляторы), электроды для контактной сварки и сварки ТИГ. Экспозиция сварочных и





присадочных материалов выглядела довольно скромно (четыре стенда) и включала электродные металлические и порошковые проволоки для дуговой сварки в защитных газах, покрытые электроды, прутки для сварки ТИГ.

В числе известных в мире брендов в области сварочного производства, участвовавших в выставке, можно назвать: «Boehler Welding Holding GmbH», «Kjellberg Finsterwalde Plasma GmbH», «Kemper GmbH», «Cloos» (Германия), «ГРПЗ», «Межгосметиз Мценск», НПФ «ИТС», «Линде Газ Рус», «НАКС», «Шторм» и «Shtorm-Lorch Ltd.» (Россия), Институт электросварки им. Е. О. Патона (Украина), «Panchmanal Steel Limited» (Индия), «Hoeganaes» (Швеция). Последний является мировым лидером в производстве металлических порошков для покрытий и припоев, а также плазменной и лазерной наплавки.

Экспозиция ИЭС им. Е. О. Патона давала представления об основных направлениях научных поисков института, достижениях в решении актуальных задач экономики Украины, демонстрировала продукцию своих опытных заводов. Посетители живо интересовались сегодняшними достижениями института. Последовало ряд предложений по научно-техническому сотрудничеству.

Характерной особенностью прошедшей выставки являлось то, что ряд экспозиций «сварочного» профиля был представлен не в сварочном блоке



выставок, а например, в выставке «Металлообработка». Именно там, сварочный процесс и его оформление рассматривались как важный инструмент в технологическом многозвенном производстве различного вида изделий.

Во время проведения выставки состоялась однодневная Международная конференция «Сварка — взгляд в будущее 4», организованная НАКС с DVS. На ней были заслушаны в пленарном режиме девять докладов.

Во время открытия конференции академик РАН Н. П. Алешин отметил, что настоящая выставка-ярмарка является детищем глобальной семьи выставок во главе с Эссенской. В настоящее время она регулярно проводится в Китае, Индии, России, а с 2011 г. — в Бразилии. Везде она выступает в роли эксперта и дает импульс развитию бизнеса во многих регионах мира. Выступивший затем исполнительный директор DVS г-н К. Мидделдорф отметил, что нынешнее время удачно для обсуждения проблем сварки и родственных технологий. Ситуация после кризиса стабилизируется. Рынок сварочной техники в России оценивается в 100 млн евро, объем потребляемых сварочных материалов достигает 200 тыс. т. Две трети опрошенных немецких фирм видят перспективу на российском рынке. Существует общая проблема: нехватка высококвалифицированных сварщиков. Поэтому актуальной является постоянная забота об оптимизации технологий, сварочных материалов, оборудования и всего того, что необходимо в сварочном производстве. У DVS и НАКС есть общее видение этой проблемы. Выставка и семинар способствуют обсуждению насущных задач, выработке требований к соединениям будущего.

Значительный интерес участников конференции вызвал доклад академика НАН Украины Л. М. Лобанова на тему «Работы ИЭС им. Е. О. Патона в области создания новых способов сварки». Он, в частности, осветил последние достижения института в части ряда технологических разработок, получивших высокую оценку на практике. Среди них:

- контактная сварка арматуры при реконструкции Олимпийского стадиона в Киеве;
- восстановление наплавкой крупных коленчатых валов;
- повышение ресурса паяных долот, применяемых при добыче метана;
- повышение ресурса медных плит кристаллизаторов с никелевым покрытием, наносимым способом СТП;
- локальное снижение остаточных напряжений в узлах конструкций воздействием импульсов тока высокой плотности;
- совершенствование технологии ремонта магистральных трубопроводов и многие другие.

В заключение Л. М. Лобанов призвал углублять сотрудничество ученых России и Украины с целью



повышения эффективности работ при решении сложных проблем наших экономик.

С докладами также выступили М. Штротманн (Германия) «Новые требования при сертификации предприятий по нормам EN 15085», д-р техн. наук А. Г. Григорьянц (МВТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва, Россия) «Двухлучевая лазерная сварка», Х.-Г. Гросс (Германия) «Опыт сертификации предприятий России по нормам EN 15085», д-р техн. наук Г. А. Туричин (Российско-германский центр лазерных технологий, г. С.-Петербург, Россия) «Гибридная сварка трубопроводов», Х. Хойзер (Германия) «Сварка труб для современных сверхкритических электростанций», канд. техн. наук В. И. Хоменко (Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования), «Комбинированная сварка трубопроводов», В. Диде (Германия) «Вытяжные системы, применяемые при сварке и резке» и канд. техн. наук М. А. Шолохов (ООО «Шторм», г. Екатеринбург, Россия) «Современное сварочное оборудование, производимое в России».

В докладе А. Г. Григорьянца проанализированы преимущества двухлучевой лазерной сварки по сравнению с однолучевой, обусловленные повышением концентрации и соответственно эффективности нагрева свариваемого изделия. Световой модуль+лазерный луч в общую ванну под определенным углом друг к другу обеспечивают возможность сварки по зазору, разрушение оксидной пленки при сварке алюминиевых сплавов. Сочетание мощностей источников, например, 5 + 3 кВт позволяет удвоить глубину проплавления по сравнению со сваркой одним лазером мощностью 8 кВт. Обеспечивается равномерная структура металла ЗТВ при сварке закаливаемых сталей, наблюдается эффект «залечивания» трещин в многослойных швах. В настоящее время по результатам проверки технологии двухлучевой лазерной сварки труб на ЧТЗ в заводских условиях ОАО «Газпром» должны принять решение о разрешении применения указанной технологии в отрасли.

В докладе Г. А. Туричина были обобщены результаты экспериментальных исследований по гибридной сварке трубопроводов, проводимых в Российско-германском центре лазерных технологий с 2007 г. Построена математическая модель гибридной лазерно-дуговой сварки, исследован процесс с погруженной дугой (с модуляцией), проработаны технологические решения по сварке алюминиевых

сплавов с литием, предупреждающие разупрочнение в сварных соединениях. Обоснована универсальность процесса гибридной сварки и «ниша» применимости ее при средней культуре производства. М. А. Шолохов ознакомил присутствующих с анализом производства и потреблением сварочного оборудования в России. В 2007 г. в России продано порядка 410 тыс. единиц оборудования из них около 50 тыс. национальных производителей (~ 12 %). В 2008 г. продано около 1 млн единиц, в том числе порядка 6 % национального производителя. В период 2005–2006 гг. ситуация на рынке та же. Среди лидеров продаж — фирмы «Телвин» (24,5 %, Италия), турецкие фирмы (19 %), китайские фирмы (38 %). Из отечественных производителей тройка ведущих следующая: «Плазма» (г. Ростов), «Кавик» (Смоленская обл.), «ГРПЗ» (г. Рязань). Соотношение типов оборудования на 2008 г. было следующим: для дуговой сварки около 73 %, для контактной — 16 %.

Определенный прогресс в ликвидации недопустимого положения с оборудованием автор доклада видит в реализации российско-германского проекта по созданию совместного сварочно-технологического центра («Шторм»+«Lorch»), модернизации завода, КБ, технического отдела и отдела сервиса. Уже организован выпуск современных источников питания для дуговой сварки (на основе технологии Micor).

Н. П. Алешин при обсуждении доклада М. А. Шолохова высказал мысль, что для прорыва в организации производства отечественного конкурентоспособного сварочного оборудования необходимо создание нескольких саморегулирующих организаций с молодыми амбициозными командами в ряде регионов страны, способными умело, грамотно и ответственно управлять современным производством. Примером тому является НАКС, создание и налаженная работа в вопросах диагностики и контроля которого позволили занять ему достойное место в современном мире.

На закрытии конференции К. Мидделдорф отметил, что сегодня актуален девиз: «Без соединительных технологий не возможна долговечность». Только на принципе долговечности соединительные технологии гарантируют стабильное развитие и устойчивую технологию.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук



МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ИНЖЕНЕРИЯ ПОВЕРХНОСТИ И РЕНОВАЦИЯ ИЗДЕЛИЙ»

Достижение высокого качества и эксплуатационной надежности машин, а также их более низкой стоимости, являющихся условием обеспечения высокого и устойчивого уровня рыночной конкурентоспособности, возможно лишь на основе реализации новых наукоемких технологий и научно-технических направлений.

Одним из таких комплексных направлений решения задачи является инженерия поверхности. Она приобретает все большее значение как эффективное средство достижения экономии материалов и энергии, позволяя одновременно улучшать технико-экономические характеристики машин и создавать принципиально новые изделия.

С 23 по 27 мая 2011 г. в одиннадцатый раз в пгт Гаспра Большой Ялты проходила Международная научно-техническая конференция «Инженерия поверхности и реновация изделий», организованная Ассоциацией технологов-машиностроителей Украины. В конференции участвовали ученые НИИ и вузов, специалисты промышленных предприятий Украины, России, Беларуси, Литвы, Германии, Узбекистана.

В этом году конференция была посвящена 50-летию со дня создания Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, деятельность которого направлена на разработку и организацию широкого использования в промышленности инструментов из композитов на основе синтетического алмаза и кубического нитрида бора, твердых сплавов и керамики. Разработки института позволяют использовать в конструкциях машин самые современные функциональные материалы, наплавленные и напыленные покрытия, обеспечивая их механическую обработку с высокой производительностью и создание на рабочих поверхностях деталей качества, требуемого по условиям эксплуатации техники.

На открытии конференции с приветственным словом выступил генеральный директор Ассоциации технологов-машиностроителей Украины, зам. директора Института сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, д-р техн. наук, проф. С. А. Клименко. В своем выступлении он подчеркнул особое значение инженерии поверхности в создании современной техники и отметил важную роль Ассоциации технологов-машиностроителей

Украины в информационном объединении специалистов и ученых-технологов различных стран.

На пленарном заседании были рассмотрены вопросы исторического становления техники и технологий инженерии поверхности деталей машин (канд. техн. наук Н. И. Посвятенко, Национальный транспортный университет, г. Киев), нанотехнологий в инженерии поверхности (д-р техн. наук, проф. Ю. В. Панфилов, МВТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва), создания и совершенствования технологий формирования вакуумных защитных покрытий (канд. техн. наук А. И. Беликов, МВТУ им. Н. Э. Баумана, г. Москва), механической обработки деталей из труднообрабатываемых материалов (д-р техн. наук, проф. С. А. Клименко, ИСМ им. В. М. Бакуля НАН Украины, г. Киев), связи состояния поверхностного слоя изделий с их износостойкостью (д-р техн. наук, проф. Ю. М. Лужнов, Ассоциация инженеров-трибологов России, г. Москва).

Проф. Ю. В. Панфилов представил анализ докладов по наноструктурированным материалам в инженерии поверхности, которые были рассмотрены на X Международной конференции «Nanostructured Materials» (Рим, Италия, 2010).

На ряде примеров был показан большой интерес, проявляемый научной общественностью и промышленностью, к разработкам, связанным с нанопокрытиями:

- металлические стекла в виде тонкопленочного покрытия, например, полученного методом сфокусированного ионного пучка (FIB — Focused Ion Beam);

- защита сталей от коррозии с помощью наноструктурированных материалов, нанесенных электроосаждением полианилин-углеродного нанокompозита и покрытиями из кобальтовых шпинелей; тонкими пленками $LaCr$ и La_xCrO_3 , получаемыми золь-гель методом;

- увеличение несущей способности и износостойкости деталей машин из сталей и сплавов наноструктурированными покрытиями на основе $n-Al_2O_3-13TiO_2$, нанесенными методом согласованного плазменного распыления (conventional plasma spray) и др.

В докладе А. И. Беликова показано, что улучшить антифрикционные характеристики твердых покрытий, с одной стороны, повысив при этом



стойкость к абразивному изнашиванию для слоистых твердосмазочных материалов, с другой, можно за счет одновременного использования этих материалов в различных композитных структурах.

Базируясь на вакуумных методах ионно-плазменной и ионно-лучевой обработки материалов, можно формировать различные комбинированные композитные покрытия:

- многослойные композиции, в которых используются тонкие пленки твердых и твердосмазочных материалов, расположенные в различной последовательности и имеющие определенные толщины;

- нанокompозитные покрытия, формируемые одновременным осаждением в вакууме потоков распыляемых твердых и твердосмазочных материалов из разных источников, либо из одного источника, с применением единой композитной распыляемой мишени (например, $Ti+Al+MoS_2$);

- композиции на основе мозаично-дискретных планарных структур, конфигурация которых формируется при помощи различных технологических методов: фотолитографии, использования металлических масок, лазерной обработки.

В рассматриваемых композициях при некотором снижении прочности наблюдается существенное улучшение трибологических характеристик, соотношение между износостойкостью и антифрикционными свойствами зависит как от процентного соотношения составляющих композицию компонентов, так и от геометрических параметров композитной структуры.

Автор уделил особое внимание одному из наиболее перспективных подходов к формированию износостойких покрытий — покрытиям на основе мозаичных дискретно-планарных структур, дуплексной технологии их формирования с применением лазерной обработки.

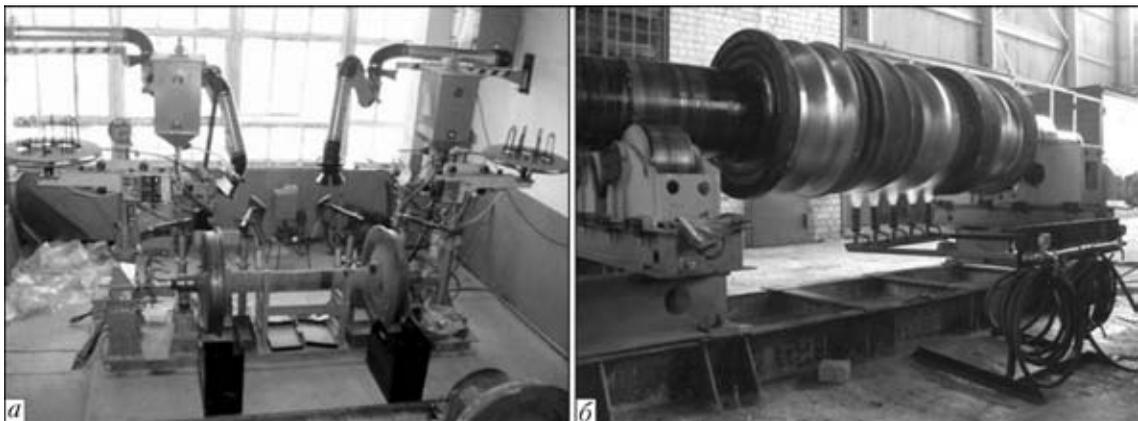
В докладах, представленных на конференции, были обобщены результаты широкого круга исследований, охватывающих важнейшие составляющие понятия инженерии поверхности, показаны современные достижения в создании и совершен-

ствовании технологий управления эксплуатационными свойствами деталей машин и режущих инструментов. Проблемы создания функциональных покрытий и поверхностей, технологического управления качеством поверхности деталей машин рассмотрены в сообщениях профессоров В. И. Аверченкова (г. Брянск), Л. М. Акуловича, М. Л. Хейфеца (г. Минск), И. А. Вакуленко (г. Днепропетровск), Е. Н. Еремина (г. Омск), Л. С. Малинова (г. Мариуполь), В. И. Лавриненко, Б. А. Ляшенко (г. Киев), П. И. Маленко (г. Тула), Н.С. Сивцева (г. Ижевск), Л. А. Тимофеевой (г. Харьков), Ю. А. Харламова (г. Луганск), Л. Г. Вайнера (г. Хабаровск), Г. Г. Горанского, Д. Н. Свирского (г. Минск), М. Ю. Копейкиной, А. С. Мановицкого, Ю. А. Мельничука, Е. Б. Сороки, А. У. Стельмаха (г. Киев), И. Г. Шина (г. Ташкент) и других представителей научных организаций и промышленных предприятий.

Результаты оригинальных исследований в направлении формирования материалов с заданными свойствами рассмотрены в докладе коллектива ученых под руководством проф. В.В. Рошупкина из Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН.

Большую группу докладов представили ученые Сибири — сотрудники Института физики прочности и материаловедения СО РАН, Томского государственного архитектурно-строительного университета, Национального исследовательского Томского политехнического университета (г. Томск), Северского технологического института НИЯУ МИФИ (г. Северск). В работах приведены результаты широкого круга исследований вопросов нанотрения — добавок к смазкам, структуры трибослоев, ее эволюции и фазового состава, режима течения материала в нанокристаллическом слое поверхности трения.

Традиционно в рамках конференции проводили семинар «Сварка, наплавка и другие реновационные технологии на предприятиях горно-металлургической, машиностроительной промышленности и



Разработки ООО «НПП «РЕММАШ»: а — наплавка гребней железнодорожной колесной пары на установке РМ-9; б — нагрев наплавляемого изделия на установке РМ-14

на транспорте», на котором ученые и специалисты промышленных предприятий на конкретных практических примерах рассказали о своих проблемах и достижениях. Большой интерес вызвали выступления, в которых рассматривался практический опыт формирования упрочняющих покрытий и модификации поверхности деталей машин — ООО «НПП «РЕММАШ» (директор В. И. Титаренко, В. Н. Ландух, г. Днепропетровск), ОАО «Арселор-Миттал» (В.Г. Лясов, С.А. Панишко, г. Кривой Рог), ОАО «Запорожсталь» (А. А. Тылык), ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» (директор А. А. Голякевич, С.Н. Гиук, Л. Н. Орлов, А.В. Хилько, В. Н. Упырь, г. Киев), Киевское ПКТЬ по вагонам (В. В. Нестыкайло), Московский государственный агроинженерный университет им. В. П. Горячкина (П. И. Бурак), ООО «Композит» (директор В. А. Коротков, г. Н. Тагил) и др.

В. И. Титаренко представил обзор разработок ООО «НПП «РЕММАШ», базирующихся на трех составляющих — наплавочном оборудовании, наплавочных материалах и технологиях наплавки. Предприятие, более десяти лет занимающееся разработкой и изготовлением наплавочных станков, установок и комплексов, накопило большой опыт и разработало свой подход и систему в решении вопросов создания высокоэффективного наплавочного оборудования. Разработки ООО «НПП РЕММАШ», внедренные на производстве, позволили потребителям сэкономить на приобретении десятков и сотен, восстанавливаемых на них деталей, уменьшить простой производства, повысить произ-

водительность технологических процессов и получить многомиллионную экономию.

Информационными спонсорами конференции выступили такие издания, как российские журналы «Упрочняющие технологии и покрытия», «Трение и смазка в машинах и механизмах» (издательство «Машиностроение», г. Москва), украинский журнал «Инструментальный світ» (г. Киев). На конференции присутствовала главный редактор издательства «Машиностроение» (г. Москва) Е. Д. Макаренко, которая совместно с главным редактором журнала «Упрочняющие технологии и покрытия» Ю. В. Панфиловым презентовали журналы издательства. Члены редакционного совета журнала «Упрочняющие технологии и покрытия» (А. И. Беликов, С. А. Клименко, Е. Д. Макаренко, Ю. В. Панфилов) обсудили доклады, представленные на конференции, и предложили ее участникам подготовить статьи для опубликования в журналах издательства. Тезисы докладов вошли в изданный сборник материалов конференции.

Ассоциация технологов-машиностроителей Украины приступила к подготовке очередной 12-й Международной научно-технической конференции «Инженерия поверхности и реновация изделий», которая состоится в пгт Гаспра, Ялта в конце мая 2012 г., и приглашает специалистов, интересующихся проблемами инженерии поверхности, ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, принять в ней участие.

С. А. Клименко, д-р техн. наук,
М. Ю. Копейкина, канд. техн. наук

УДК 621.791:061.2/4

КОНФЕРЕНЦИЯ ПО ЛАЗЕРНЫМ ТЕХНОЛОГИЯМ В УКРАИНЕ

С 24 по 27 мая 2011 г. на базе Дома творчества ученых «Кацивели» НАН Украины, Большая Ялта (Крым) состоялась Пятая международная конференция «Лазерные технологии в сварке и обработке материалов» (LTWMP-2011). Организаторами конференции выступили Институт электросварки им.

Е.О. Патона НАН Украины и Центр исследования лазерных технологий (ЦИЛТ) НТУУ «Киевский политехнический институт» при сотрудничестве с Технологическим университетом провинции Чжэцзян (Китай), Международной ассоциацией «Сварка» и другими профессиональными организациями.





Председателями конференции были академик Б. Е. Патон (директор Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ) и проф. В. С. Коваленко (директор ЦИЛТ НТУУ «Киевский политехнический институт»).

На конференции LTWMP-2003 было принято решение проводить такие конференции каждые два года. Таким образом, эксперты по лазерным технологиям собрались на конференции в Украине уже в пятый раз. В этом году последствия мирового кризиса все еще оказывают влияние на экономику многих стран, что отразилось на количестве участников, принявших участие в мероприятии. Если в 2003 г. конференцию посетили участники из 22 стран, то в 2011 г. смогли приехать эксперты по лазерным технологиям только из шести стран (Германии, Индии, Китая, Польши, России и Украины).

Открывая конференцию, участники почтили память члена Программного комитета проф. В. С. Голубева (г. Москва, ИПЛИТ РАН), известного ученого и эксперта в области теории взаимодействия лазерного излучения с материалами, одного из основателей лазерных технологий в СССР. Он ушел из жизни за несколько месяцев до начала конференции.

Конференция LTWMP-2011 проходила в год пятидесятой годовщины начала эры лазерных технологий. По этой причине главный пленарный доклад «К пятидесятилетней годовщине развития лазерных технологий» проф. В. С. Коваленко был посвящен этому событию.

В ходе конференции обсуждались следующие темы — лазерная сварка, резка, наплавка, упрочнение и нанесение покрытий; формирование 3D компонентов; гибридные и комбинированные технологии; лазеры в медицине и биологии; технологии, основанные на других высококонцентрированных источниках тепла; моделирование процессов; проектирование оборудования и т. д.

В пленарном докладе, посвященном 50-летию развития лазерных технологий, вспомнили заслуги основателей этой новой области науки и технологии — Теодора Меймана, Гордона Гоулда, Николая Басова, Александра Прохорова, Чарльза Таунса, Артура Шавлова и многих других. Высоко оценена консолидирующая роль в деятельности мирового лазерного сообщества различных организаций, таких как LIA (Американский лазерный институт), ELI (Европейский лазерный институт), CIRP (Международная академия производственных технологий), ЛАС (Лазерная ассоциация) и других, а также издательский потенциал таких журналов, как «Journal of Laser Applications», «Industrial Laser Solutions» и др.

Были представлены и проанализированы достижения в развитии лазерных технологий за последние пять десятилетий, современный технический уровень и продвижение на рынке. Также обсудили

развитие и проблемы инженерного образования в области промышленного применения лазеров.

Среди остальных пленарных докладов особенно следует отметить результаты исследований китайских коллег. Так, проф. Джинхуа Яо, директор Центра лазерных технологий и инженерии Технологического университета провинции Чжэцзян, представил результаты совместного исследования с ЦИЛТ НТУУ «Киевский политехнический институт» в области восстановления компонентов лазерным излучением.

На сегодня развитие лазерных технологий в Китае считается ключевым приоритетным направлением, а сотрудничество экспертов по лазерным технологиям из Украины с упомянутым выше центром успешно развивается на протяжении последних лет. По результатам данного сотрудничества было представлено еще три доклада по лазерной наплавке и сварке.

Исследователи из Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины представили несколько докладов о современных исследованиях гибридной сварки. Группа проф. И. В. Кривцуна представила результаты теоретических исследований и математического моделирования процессов взаимодействия лазерного излучения и дуговой плазмы с обрабатываемыми материалами, проведенных для определения наиболее оптимальных условий обработки. Новые результаты исследования структурных особенностей слоев, полученные с помощью лазерного легирования металлических поверхностей, были представлены В. Д. Шелягиным и его коллегами из Института электросварки им. Е. О. Патона НАНУ.

Исследователи из Германии (А. Гуменюк, Федеральный институт исследования и контроля материалов (BAM), г. Берлин) и России (В. А. Миргородский, Научно-исследовательский институт электрофизической аппаратуры им. Д. В. Ефремова, г. Санкт-Петербург) представили доклады о применении волоконных лазеров большой мощности для изготовления различных деталей.

Несколько докладов было посвящено изучению обработки с помощью других лучевых технологий, например, электронно-лучевой технологии (М. Абдурахманов, Рейнско-Вестфальский технический университет, г. Аахен).

Оригинальные результаты по применению лазеров в медицине представил Р. О. Жук (ЦИЛТ НТУУ «Киевский политехнический институт»). Возможность регистрации биомагнитных сигналов мозга с помощью сверхпроводящих квантовых магнитометров при лазерном возбуждении сетчатки глаза обсуждалась в докладе В. С. Майорова (Институт лазерных и информационных технологий, г. Шатура, Россия). Он также представил доклад о промышленном применении лазеров на автомобильном заводе «ЗИЛ» (г. Москва).

Проблемы моделирования процессов были обсуждены во многих докладах. Модернизированный подход к решению проблемы был представлен в докладе проф. В. Рао «Оптимизация параметров процесса механообработки лазерным лучом с помощью гибридного алгоритма ABC-SA» (Национальный технологический институт им. Сардара Валлабххаи, г. Сурат, Индия) и вызвал очень активное обсуждение между экспертами.

Необходимо отметить, что, несмотря на финансовые трудности, в конференции смогла принять участие достаточно большая группа молодых ученых (студентов и аспирантов) из России (МГТУ им. Н. Э. Баумана, Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Тверской государственный технический университет), Украины (НТУУ «Киевский политехнический

институт», Институт электросварки им. Е. О. Патона); Индии (Национальный технологический институт им. Сардара Валлабххаи) и др., которые представили стендовые и пленарные доклады.

К открытию конференции вышел в свет сборник тезисов докладов и программа. Труды конференции выйдут в ноябре этого года.

Доклады, представленные различными иностранными экспертами из разных организаций, и обсуждения, которые имели место во время конференции, послужили подтверждением того, что за последние пять десятилетий развитие лазеров и их промышленное применение достигли значительных успехов. Будущее обнадеживает и предоставляет новые перспективы.

В. С. Коваленко, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.2/4

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

25–27 мая 2011 г. в Киеве в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины состоялась 16 сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МААН). Тематика сессии «Новые процессы получения и обработки конструкционных и функциональных материалов».

В заседании Научного совета приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, России и Украины.

25 мая, в первый день работы Научного совета, прошло заседание секции совета по материалам на основе полимеров, 26 мая — пленарное заседание, 27 мая заседала новая секция «Биоматериалы и хирургия».

Открыл пленарное заседание Научного совета его председатель, президент МААН, президент НАН Украины, директор ИЭС им. Е. О. Патона академик Б. Е. Патон. Он напомнил участникам сессии о том, что еще в 1964 г. президент Академии наук СССР академик М. В. Келдыш выступил с инициативой создания научного совета «Новые процессы получения и обработки металлических материалов». В этом же году академик М. В. Келдыш подписал распоряжение о создании этого совета. Затем в сферу деятельности совета были включены полимерные и керамические материалы, композиты.

В современных условиях деятельность совета должна способствовать развитию новых направле-

ний получения и обработки материалов. Серьезные достижения сейчас есть в области создания биоматериалов, которые применяются при трансплантации некоторых органов человека. В связи с этим было решено создать в совете по новым материалам секцию «Биоматериалы и хирургия», возглавить которую предложено чл.-кор. НАН Украины И. С. Чекману.

Далее академик Б. Е. Патон ознакомил участников сессии с программой и регламентом работы 16 пленарного заседания, на котором были заслушаны 14 докладов, посвященных широкому кругу проблем в области материаловедения.

Академик РАН Е. Н. Каблов (Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов — ВИАМ, г. Москва, РФ) выступил с комплексным докладом «Перспективные полимерные композиционные материалы (ПКМ) и натурные климатические испытания. Технологические платформы как основной механизм формирования инновационной экономики». ПКМ, как и другие композиционные материалы, — это гетерогенные материалы, состоящие из двух или более компонентов (армирующие элементы и матрица), которые отличаются химическим составом и структурой, и имеют ярко выраженную границу раздела фаз. Главное преимущество ПКМ в том, что материал, технология и конструкция в этом случае создаются одновременно в отличие от конструкций из металлических сплавов. В настоящее время ПКМ применяют в изделиях гражданской и военной авиации,



космической отрасли, судостроении, топливно-энергетическом комплексе, автомобилестроении и других отраслях народного хозяйства. В ВИАМе разработаны новые эпоксидные связующие для различных технологий изготовления ПКМ, выпущены комплекты нормативной и технологической документации, налажена поставка опытных партий связующих и препрегов. Для разработки, организации производства и продвижения на рынок новых полимерных композиционных материалов (связующих, наполнителей, препрегов, объемноармированных гибридных и градиентных материалов), технологий производства изделий из них, включая способы защиты и соединения с другими материалами в России реализуется проект технологической платформы «Новые полимерные композиционные материалы и технологии».

Для создания единой системы обеспечения безопасной эксплуатации, повышения работоспособности, увеличения межремонтных и календарных сроков, гарантированного применения в любых погодных и природных условиях новейших материалов, образцов вооружения, военной, специальной техники и других сложных технических систем гражданского и оборонного комплексов подготовлен проект технологической платформы «Национальная сеть центров климатических испытаний».

Созданию нового поколения химических источников тока, содержащих нитевидные кристаллы оксидов переходных элементов, был посвящен доклад «Инженерия функциональных и конструкционных материалов» академика РАН Ю. Д. Третьякова и д-ра техн. наук Е. А. Гудилина (факультет наук о материалах МГУ, РФ). Новые литиевые химические источники тока отличаются малой степенью саморазряда (2...10 % в месяц), хорошей циклируемостью (до 1000 циклов) и длительным временем эксплуатации (~ 5 лет). Такие химические источники тока применяют в сотовых телефонах, компьютерах, спутниках, гибридных двигателях и т. д.

Д-р техн. наук Л. И. Леонтьев (Институт металлургии УрО РАН, РФ) в докладе «Новые перспективные материалы и технологии их получения» рассказал об электрохимической технологии производства металлических нанопорошков, технологии их получения методом термического разложения оксалатов и о получении металлических порошков и дроби методом распыления. Разработаны конструкционные порошковые стали с новым композиционным типом структуры, состоящей из крупных сферических частиц железного порошка, связанных по границам мелкозернистыми прослойками на основе нанопорошков медноникелевых сплавов, диффузионно-насыщенных железом и дисперсно-упрочненных включениями ZrCb. Новые стали по прочности и пластичности в 2...4 раза превосходят аналогичные по составу и полученные из смеси обычных порошков.

Академик НАН Украины Б. А. Мовчан в докладе «Электронно-лучевая технология твердо- и жидкофазных медицинских субстанций с наноразмерной структурой» ознакомил присутствующих со схемами и некоторыми параметрами электронно-лучевого испарения неорганических веществ. Было показано, что открытые (сообщающиеся) поры размером меньше 0,1 мкм пористой неорганической матрицы образуют эффективную систему физико-химических нанореакторов. Последние способны при использовании определенных технологических параметров осаждения металла и вещества матрицы (температуры подложки, введения газов в технологическую камеру, ионизации парового потока и др.) и последующих химико-термических обработок полученных конденсатов управлять составом, формой, размером и структурой наночастиц неорганических материалов. На основе проведенных исследований создана электронно-лучевая установка для производства твердофазных и жидкофазных медицинских субстанций с наночастицами неорганических материалов.

Доклад д-ра техн. наук В. М. Бузника (Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН, г. Москва, РФ) был посвящен проблеме применения фторполимеров в конструкционном и функциональном материаловедении. Фторполимеры — высокомолекулярные полимерные соединения, в которых водород частично или полностью замещен на фтор, они являются антропогенными материалами и не имеют природных аналогов. В конструкционном материаловедении фторполимеры можно применять непосредственно в качестве конструкционного материала, покрытий отдельных деталей и изделий. В функциональном материаловедении их применяют в качестве электроизоляционных, оптических, антиадгезионных, антипригарных, протекторных, трибологических, фильтрационных материалов и др. В настоящее время фторполимеры применяют в атомной и химической промышленности, авиационной и космической технике, электронике и электротехнике, в автомобилестроении, в строительстве, медицине и т. д. Для дальнейшего продвижения фторполимеров в народное хозяйство в России создан консорциум «Фторполимерные материалы и нанотехнологии».

Д-р техн. наук В. И. Лысак (Государственный технический университет, г. Волгоград, РФ) в докладе «Новые пути и подходы к созданию композиционных металлических, металлокерамических и интерметаллидных материалов» рассказал о композиционных материалах, получаемых сваркой взрывом.

Разработаны технологии получения слоистых, армированных, дискретно-упрочненных композиций, композитов с интерметаллидными упрочняющими слоями, прессовок из порошков и наноматериалов. Создана автоматизированная система про-

ектирования металлических слоистых композиционных материалов, композитных деталей и узлов и технологических процессов их изготовления сваркой взрывом.

Доклад д-ра физ.-мат. наук В. Г. Гаврилюка посвящен исследованию водородной хрупкости металлов и перспективам разработки водородостойких сталей. В сталях водородная хрупкость проявляется в том случае, если атомы водорода сопровождают дислокации. При этом с увеличением скорости деформации температурный интервал водородной хрупкости повышается.

Электронная концепция водородной хрупкости позволяет предсказать влияние легирующих элементов на водородную хрупкость, что может быть использовано для разработки водородостойких сталей. Легирование элементами, расположенными слева от железа в периодической таблице, может быть эффективным для уменьшения водородной хрупкости. Хром, кремний, марганец, молибден повышают стойкость к водородной хрупкости. Влияние никеля на водородную хрупкость положительно только благодаря стабилизации ГЦК-решетки. При повышении его концентрации хрупкость увеличивается.

О современных инструментах из сверхтвердых материалов в технологиях механической обработки рассказал д-р техн. наук С. А. Клименко (Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины, г. Киев, Украина). В задачи процесса механической обработки входит формирование изделия с требуемыми конфигурацией и размерами при высокой производительности процесса, а также формирование в поверхностном слое изделия состояния, отвечающего условиям эксплуатационного нагружения. Инструменты, разработанные в институте, эффективно применяются промышленными предприятиями для решения актуальных и наиболее сложных производственных технологических

задач обработки различных материалов практически во всех отраслях промышленности.

С докладом «Структурообразование, наследственность и свойства литой стали» выступил д-р техн. наук С. Е. Кондратюк (Физико-технологический институт металлов и сплавов, НАН Украины, г. Киев, Украина). Исследования, выполненные автором доклада, показывают, что структура и свойства исходных шихтовых материалов влияют на металлический расплав, а через него на структуру и свойства закристаллизовавшегося металла. Структура стали даже после трех переплавов сохраняет признаки первичной структуры исходных шихтовых материалов.

Полученный твердый металл приобретает микро- и макроструктуру, как бы переданную через расплав от структуры исходных шихтовых материалов, т. е. в данном случае проявляется эффект так называемой структурной наследственности. Таким образом, структурой и свойствами литой стали можно управлять, используя эффект структурной наследственности.

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

Следующую сессию Научного совета по новым материалам МААН, посвященную разработке конструкционных и функциональных материалов для медицины, запланировано провести в мае 2012 г. в ИЭС им. Е. О. Патона.

И. А. Рябцев, д-р техн. наук

УДК 621.791:061.2/4

VI ВСЕУКРАИНСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

25–27 мая 2011 г. на территории базы отдыха «Энергия» (пгт Ворзель) прошла VI Всеукраинская научно-техническая конференция молодых ученых и специалистов «Сварка и родственные технологии», организованная Советом научной молодежи ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.

За десять лет уже стало доброй традицией каждые два года собирать молодых ученых, аспиран-

тов и студентов Украины в этом живописном месте под Киевом. Несмотря на возникшие в этом году трудности, связанные с организацией очередной конференции и местом ее проведения, члены организационного комитета не только преодолели все проблемы, но и достойно провели данное мероприятие, приняв представителей 13 городов Украины, а также России, Польши и Сербии.



Всего в оргкомитет были поданы тезисы 195 докладов из семи стран, представлявших 40 научных и учебных организаций и предприятий. К началу проведения конференции силами ИЭС им. Е. О. Патона были изданы сборник тезисов и программа работы.

Открыл конференцию академик НАН Украины Г. М. Григоренко. В своей вступительной речи он отметил, что 10-летний опыт показывает актуальность проведения таких выездных заседаний. Участие в конференции дает молодежи возможность доложить результаты своих исследований, а также ознакомиться с работами коллег из других организаций, обменяться опытом и обсудить перспективы сотрудничества.

Конференция проходила три дня в режиме пленарных заседаний, во время которых было заслушано около 80 докладов по следующим направлениям: прогрессивные технологии сварки и соединения материалов; прочность, надежность и долговечность сварных конструкций; технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхностей; процессы специальной электрометаллургии; новые конструкционные и функциональные материалы; техническая диагностика и неразрушающий контроль; автоматизация процессов сварки и родственных технологий; исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, коррозия); математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах.

Работы, представленные сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона, были посвящены как обеспечению технологических условий сварки, наплавки, обработки деталей и конструкций, так и исследованию фундаментальных процессов, происходящих при этих условиях. Хочется отметить хорошие и интересные выступления молодых специалистов, впервые принимавших участие в конференции. Это Р. И. Ключко («Универсальное оборудование для электродуговой сварки, наплавки и плазменной резки на основе цифрового синтеза технологического

процесса»), О. М. Ливицкая («Структура и свойства опытных титановых сплавов системы Ti–Si–X с дисперсионным упрочнением»).

Доклады Национального университета кораблестроения (г. Николаев) были посвящены соединениям разнородных материалов (металл–керамика) пайкой и диффузионной сваркой. Традиционно сильные материаловедческие доклады были представлены Институтом черной металлургии им. З. И. Некрасова (г. Днепропетровск).

Значительное количество докладов по различным направлениям было сделано молодыми учеными из Российской Федерации. Они представляли такие организации, как ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» (г. Москва), Юргинский технологический институт (филиал) Томского политехнического университета (г. Юрга), РГУ нефти и газа имени И. М. Губкина (г. Москва), Сибирский федеральный университет (г. Красноярск), НИТУ МИСиС, г. Москва.

Следует отметить, что впервые за десять лет на молодежной конференции в Ворзеле собралось много представителей зарубежных научных и учебных учреждений. Кроме россиян, были заслушаны доклады двух сотрудников Института сварки, г. Гливице (Польша) и представителя Института Гоша, г. Белград (Сербия).

Много работ было посвящено созданию материалов с новыми свойствами. Большой интерес вызвал комплексный доклад студентов НТУУ «Киевский политехнический институт» О. А. Вишневецкой и В. А. Астапенкова («Биоинженерия внутрисосудистых конструкций на основе Zr–Ti сплава» и «Современные требования к материалам медицинского применения»). Работа выполнена под руководством сотрудников Института металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАНУ. Также студентами «КПИ» на высоком научном и техническом уровне были представлены доклады «Лазерная точечная сварка сплавов на основе меди» и «Влияние параметров процесса на образование горячих трещин при сварке высоколегированных сталей излучением CO₂-лазера» по исследованиям, проводимым сов-



местно с Отто-фон-Гёрике-Университетом, г. Магдебург (Германия).

Оживление и разнообразие в обычный ход конференции внесли интересные и познавательные доклады-презентации представителей компаний «Бинцель Украина ГмбХ» и «Фрониус Украина».

27 мая состоялось торжественное закрытие конференции. Авторы лучших докладов были награждены дипломами I, II и III степени. С заключительным словом выступил председатель организационного комитета, ученый секретарь ИЭС им. Е. О. Патона Л. С. Киреев. Он поздравил участников с завершением конференции и вручил победителям памятные дипломы. Дипломом I степени была награждена Ольга Кушнарера (ИЭС им. Е.О. Патона) за доклад «Структурная оптимизация механических свойств сварных соединений сложнолегированных алюминий-литиевых сплавов».

Оргкомитет выразил признательность НТК ИЭС им. Е. О. Патона, профкому института, Опытному заводу сварочного оборудования ИЭС, Опытному заводу сварочных материалов ИЭС, ООО «Бинцель Украина ГмбХ», ООО «Фрониус Украина», ЗАО «НВО «Червона хвиля», ОАО «Запорожстеклофлюс» за содействие в проведении конференции и премировании авторов лучших докладов.

От имени оргкомитета и всех участников конференции была высказана благодарность Местному благотворительному фонду «Содружество сварщиков», Международной ассоциации «Сварка», а также филиалу «Энергосервис Киевэнерго» и сотрудникам базы отдыха «Энергия» за помощь в организации и поддержку в проведении этого мероприятия.

С. Г. Григоренко, канд. техн. наук

К 90-ЛЕТИЮ СО ДНЯ РОЖДЕНИЯ Д. А. ДУДКО



В июле 2011 г. исполнилось 90 лет со дня рождения ученого в области сварки и материаловедения, академика НАН Украины, доктора технических наук, профессора Даниила Андреевича Дудко.

В 1944 г. выпускник Уральского индустриального института был рекомендован директору Института

электросварки академику

Е. О. Патону, подбиравшему специалистов для расширения научных исследований. С тех пор имя Д. А. Дудко неразрывно связано с развитием науки о сварке и внедрением ее достижений в производство. Даниил Андреевич принимал активное участие в создании новейших технологий, более 40 лет возглавлял в ИЭС им. Е. О. Патона отдел новых физико-химических способов сварки. Решая задачи расширения технических возможностей дуговой сварки под флюсом, небольшой коллектив, возглавляемый Борисом Евгеньевичем Патоном, разработал шланговую полуавтоматическую сварку с легкой портативной аппаратурой, пригодную для работы в монтажных условиях. Инженер-конструктор Д. А. Дудко в числе других создателей способа в 1950 г. был отмечен Сталинской премией.

В 1950-х годах Даниил Андреевич участвовал в научных исследованиях и совершенствовании технологий и оборудования для различных способов

дуговой сварки, в том числе в создании принципиально нового способа — дуговой сварки в углекислом газе. Д. А. Дудко в числе других создателей этого наиболее распространенного способа сварки плавлением в 1963 г. был удостоен Ленинской премии. Весомый вклад Даниил Андреевич внес и в развитие электрошлаковых технологий. Результаты научных исследований металлургических процессов электрошлаковой сварки легли в основу его докторской диссертации, которую он защитил в 1964 г. Одновременно Д. А. Дудко принимал участие в работах по сварке в ракетостроении, электронике, энергетике и в ряде других отраслей промышленности. При его участии впервые в мире были разработаны оборудование и технология плазменной сварки на переменном токе, использованные при изготовлении конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов, микроплазменная импульсно-дуговая сварка (отмечена Государственной премией УССР 1972 г.). Начавшиеся в отделе, возглавляемом Д. А. Дудко, исследования дуговых процессов в вакууме привели к созданию двух из трех технологий сварки, испытанных в космосе в 1969 г. на установке «Вулкан».

В 1970–1990-х годах под руководством Даниила Андреевича выполнены актуальные для электроники, приборостроения и ряда других отраслей техники работы по нанесению покрытий как на металлы, так и на органические и неорганические материалы. В их числе разработка методов детонационного нанесения покрытий и плазменно-дугово-



го напыления (отмечена Государственной премией УССР 1983 г.), ионно-плазменная вакуумная технология (отмечена Премией Совета Министров СССР 1986 г.). В эти же годы Д. А. Дудко руководил исследованиями по магнитно-импульсной сварке, холодной сварке, плазменной обработке.

Д. А. Дудко — автор почти 900 научных работ и изобретений, многие из которых запатентованы за рубежом. Им подготовлено 20 докторов и 42 кандидата технических наук.

В 1967 г. он был избран член-корреспондентом АН УССР, а в 1978 г. — действительным членом АН УССР. Около 25 лет Д. А. Дудко в должности заместителя директора ИЭС им. Е. О. Патона координировал работой ОКТЬ, опытных заводов, экспериментального производства.

В течение многих лет академик Д. А. Дудко активно проводил научно-организаторскую, общественную и педагогическую деятельность. Он являлся членом Координационного совета по сварке и Научного совета Госкомитета СССР по науке и технологиям, членом ученого совета ИЭС им. Е. О. Патона, председателем президиума Украинского республиканского общества машиностроителей, членом редколлегии журнала «Автоматическая сварка», членом экспертного совета ВАК, участвовал в работе многих общественных организаций.

Заслуги ученого отмечены многими правительственными наградами.

Светлую память о Данииле Андреевиче Дудко, известном ученом и конструкторе, обаятельном и энергичном человеке, с благодарностью хранят его коллеги и ученики.

ПОДПИСКА — 2011 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоимость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	480 грн.	960 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США

*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Контактные телефоны: (38044) 200-63-02, 200-82-77; факс: (38044) 200-54-84, 200-82-77.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно также оформить по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Саммит», «Прессцентр», KSS, «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с _____ **20** г. по _____ **20** г. включительно

Ф. И. О. _____

Компания _____

Должность _____

Тел., факс, E-mail _____



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190мм) — 700\$
 Вторая страница обложки (200×290мм) — 550\$
 Третья страница обложки (200×290мм) — 500\$
 Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600\$
Обложка внутренняя, полноцветная
 Первая страница обложки (200×290мм) — 400\$
 Вторая страница обложки (200×290мм) — 400\$
 Третья страница обложки (200×290мм) — 340\$
 Четвертая страница обложки (200×290мм) — 340\$

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570\$
 Полноцветная (200×290мм) — 340\$
 Полноцветная (200×142мм) — 170\$
 Реклама в разделе информации
 Полноцветная (165×245мм) — 300\$
 Полноцветная (165×120мм) — 170\$
 Полноцветная (82×120мм) — 80\$
 • Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
 • Для организаций-резидентов Украины цена с НДС и налогом на рекламу
 • Статья на правах рекламы (страница А4, 170×240мм) — 170\$
 • При заключении рекламных контрактов на сумму, превышающую 1000\$, предусмотрена гибкая система скидок

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290мм
- В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5мм 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
- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi
- К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются)

Подписано к печати 09.06.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 9,94. Уч.-изд. л. 10,45 + 2 цв. вклейки. Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.

СИСТЕМЫ ОРБИТАЛЬНОЙ СВАРКИ FPA 2020 AC/DC и FPA 2030 от Fronius

Орбитальная сварка — идеальное решение для выполнения высококачественных сварных соединений типа труба–труба, труба–фланец и труба–трубная доска. Сварка неповоротных стыков данных типов соединений требует высокоточного и надежного оборудования и соответствующей технологии сварки. Благодаря полностью цифровому управлению и интегрированной базе знаний, системы контроля FPA 2020 AC/DC и FPA 2030 от Fronius позволяют решать наиболее сложные и ответственные задачи по орбитальной сварке.

Основной особенностью орбитальной системы является электродуговая сварка посредством вращения специальной горелки, которая представляет собой часть сварочной головки, вокруг неповоротного стыка соединяемых изделий, будь-то торцы труб, труба и фланец, или же труба и трубная доска. Максимально высокое качество швов и воспроизводимость результатов представляется возможным благодаря применению метода сварки TIG как с использованием присадочного материала, так и без него. Стандартная комплектация системы включает систему контроля, источник питания и сварочную головку, а также, при необходимости, механизм подачи проволоки.

Орбитальные системы компании Fronius гарантируют невиданную ранее точность, воспроизводимость результатов и высочайшее качество сварных соединений. FPA 2020 AC/DC и FPA 2030 характеризуются широким диапазоном пользовательских установок и программ, а также возможностью задания параметров сварки путем выбора типа материала, диаметра и толщины стенок трубы, защитного газа и т. д. (режим Synergic).

Быстрая и точная настройка и регулировка тока, напряжения, положения горелки (градус кольцевого шва), скорость сварки и скорость подачи проволоки позволяет достигать требуемой герметичности соединений и геометрических характеристик швов.

Управление каждой из этих двух систем происходит максимально интуитивно и эффективно благодаря наличию сенсорного дисплея с графическим интерфейсом и пульта дистанционного управления.

Исключительно важной и удобной функцией, свойственной системам FPA 2020 AC/DC и FPA 2030, является возможность сохранения и загрузки программ и резервной копии основных настроек системы через встроенный USB порт, а также регистрации параметров посредством встроенного принтера.

Орбитальная система контроля FPA 2020 AC/DC — легкая, компактная и удобная. Используется совместно с интегрированным в нее инверторным источником питания на 200 А для сварки на постоянном и переменном токе.

Система FPA 2030 является наиболее универсальным и гибким решением для орбитальной сварки благодаря возможности взаимодействия с любым источником Fronius серии TransTig и MagicWave.

Характерная особенность FPA 2030 — опциональное



Легкая, компактная и удобная в использовании система FPA 2020 AC/DC с интегрированным инверторным источником питания



FPA 2030 — наиболее универсальное и гибкое решение для орбитальной сварки благодаря возможности взаимодействия с любым источником Fronius серии TransTig и MagicWave

* Статья на правах рекламы.



Управление системой орбитальной сварки происходит максимально интуитивно и эффективно благодаря регулировке основных параметров сварки с пульта дистанционного управления

наличие функций AVC (контроль длины дуги) и OSC (поперечное колебание горелки).

Системы орбитальной сварки FPA 2020 AC/DC и FPA 2030 предназначены для работы со всеми основными типами сварочных головок и тележек.

В зависимости от типов и геометрических размеров изделий находят применение головки открытого и закрытого типа (диаметр трубы 1,6...275 мм), головки для соединений труба–трубная доска (диаметр трубы 7...60 мм) и тележки (диаметр трубы свыше 114 мм).

FPA 2020 AC/DC и FPA 2030 предоставляют пользователям огромные возможности по высокоэффективной сварке изделий из стали, алюминиевых и магниевых сплавов, меди, титана и др.

Инновационные системы орбитальной сварки от Fronius находят широкое применение на предприятиях энергетики, химической и пищевой отрасли, самолетостроения, добывающей отрасли промышленности и др.

Убедитесь в преимуществах использования прогрессивного, надежного и экономичного оборудования Fronius на собственном производственном опыте.

Fronius International — это австрийское предприятие, главный офис которого расположен в г. Петтенбах и которое также имеет отделения в Вельсе, Тальхайме и Замтледте. Предприятие специализируется на заряд-

ных устройствах для аккумуляторных батарей, сварочном оборудовании и солнечной электронике. Всего штат компании насчитывает 3250 сотрудников. Доля экспорта составляет 95 %, что достигается благодаря 17 дочерним компаниям и международным партнерам по сбыту (представительствам предприятия Fronius) более чем в 60 странах. В 2010 году общий оборот компании составил 499 миллионов евро. Первоклассные товары и услуги, а также 737 действующих патентов делают Fronius технологическим лидером на мировом рынке. В отделе опытно-конструкторских разработок занято 392 сотрудников.

Компания «Fronius» расширяет границы в различных областях сварочной техники благодаря не только шагам, но и прыжкам в развитии. Таким образом, достигаются результаты, которые до сих пор считались не возможными. Например, процесс сварки СМТ позволяет выполнять как неразъемные соединения стали с алюминием, так и соединения тончайших алюминиевых листов, при этом обеспечивать перекрытие зазоров, размер которых в несколько раз превышает толщину самих листов. Или например DeltaSpot — особая технология контактной точечной сварки, которая делает возможным очень качественное и надежное соединение листов из различных материалов, в том числе в несколько слоев.

Единый бренд «Fronius, расширяя границы», гарантирует пользователю получение услуг на новейшем уровне развития техники и наивысшего качества, доступного на рынке. Предлагаемые преимущества обеспечивают высокий уровень компетентности своих сотрудников и, в значительной степени, сервисное обслуживание. Компания «Fronius» расширяет границы возможного на благо своих клиентов.



РАСШИРЯЯ ГРАНИЦЫ

ООО «ФРОНИУС УКРАИНА»

07455, Киевская обл.,

Броварской р-н, с. Княжичи, ул. Славы, 24

Тел.: +38 044 277 21 41; факс: +38 044 277 21 44

E-mail: sales.ukraine@fronius.com

www.fronius.ua

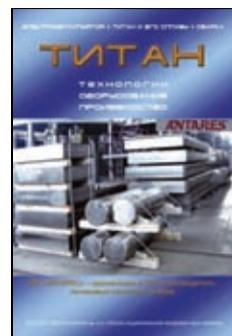
НОВЫЕ КНИГИ

ТИТАН. Технологии. Оборудование. Производство. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 324 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 70 статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг. по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты. Тематика статей посвящена созданию новых технологических процессов и оборудования для производства и сварки титана.

Сборник предназначен для широкого круга инженеров, технологов, конструкторов, занятых в машиностроении, энергетике, строительстве, судостроении, металлургии и других отраслях промышленного производства, связанных с обработкой и потреблением титана; полезен также преподавателям и студентам высших учебных заведений.

Стоимость сборника* 200 грн/1000 руб/36\$.



СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 216 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 42 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2006–2010 гг., по проблемам разработки, изготовления и применения сварочных материалов, включая покрытые электроды, порошковые проволоки и ленты, сварочные флюсы, а также материалы для наплавки. Представлены обзоры состояния рынка сварочных материалов в Украине, России и Китае.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов и аспирантов, занимающихся сварочными технологиями и их применением.

Стоимость сборника* 140 грн/700 руб/25\$.



СТЫКОВАЯ СВАРКА ДАВЛЕНИЕМ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ. — Киев: ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, 2011. — 132 с. Мягкий переплет, 200×290 мм.

Сборник включает 24 статьи, опубликованные в журнале «Автоматическая сварка» за период 2005–2010 гг., по проблемам контактной стыковой сварки оплавлением и другим способам сварки давлением. Разделы сборника посвящены разработке технологии и оборудования для контактной сварки рельсов, стальных труб, арматуры и проката из высокопрочного алюминия. Рассматриваются также технологии прессовой сварки магнитоуправляемой дугой и сварки трением. Авторами статей являются известные в Украине и за рубежом ученые и специалисты в области сварки давлением.

Сборник предназначен для научных сотрудников, инженеров, технологов, конструкторов и аспирантов, занимающихся проблемами сварки давлением сталей, алюминиевых и титановых сплавов, интерметаллидов и других материалов.

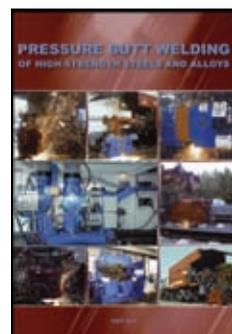
Стоимость сборника* 100 грн/500 руб/18\$.



PRESSURE BUTT WELDING OF HIGH-STRENGTH STEELS AND ALLOYS. — Kiev: The E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 2011. — 120 p. Soft cover, 200×290 mm.

Collection includes 24 articles, published in «The Paton Welding Journal» in the period of 2005–2010, on the problems of flash-butt welding and other methods of pressure welding. Chapters of the Collection are devoted to the development of technology and equipment for flash-butt welding of rails, steel pipes, reinforcement bars and rolled metal of high-strength aluminium. The technologies of magnetically-impelled arc welding and friction welding are also described. The authors of articles are scientists and specialists, known both in Ukraine and abroad in the field of pressure welding. It is intended for scientists, engineers, technicians, designers and post-graduates, dealing with the problems of pressure welding of steels, aluminium and titanium alloys, intermetallics and other materials.

Cost of collection* 100 hrn/500 rub/18\$.



**Заказы на сборники просьба направлять в редакцию журнала «Автоматическая сварка»:
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11, Украина
тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-54-84, 200-81-45
E-mail: journal@paton.kiev.ua**

* Стоимость указана с учетом доставки заказной бандеролью соответственно для Украины, России и ДЗ.

ВЫСТАВКИ

MVK

www.mvk.ru

РОССИЯ, МОСКВА, ЭЦ «СОКОЛЬНИКИ»

18-21 октября
2011СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ,
ОБОРУДОВАНИЕ,
ТЕХНОЛОГИИweldex
РОССВАРКА

www.weldex.ru

11-я Международная выставка



WELDEX

РОССВАРКА

на правах рекламы

Дирекция выставки:

тел./факс: (495) 925-34-82, E-mail: mns@mvk.ru

Организатор:

ЗАО «Международная
Выставочная
Компания»

При поддержке:

Московской
межотраслевой
ассоциации
главных
сварщиков

Под патронатом:

торгово-промышленной
палаты РФ
Правительства Москвы
Московской Торгово-
промышленной палаты

При содействии:

Российское
научно-техническое
сварочное обществоГенеральный
информационный спонсор:Журнал
«Сварочное производство»Информационные
спонсоры:

РЕГИОНАЛЬНЫЕ ПРЕДСТАВИТЕЛЬСТВА ЗАО «МVK»: МVK УРАЛ: (343) 371-24-76, МVK ВОЛГА: (843) 291-75-89