



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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН
Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, И. В. Кривцун,
С. И. Кучук-Яценко,
Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, В. Ф. Мошкин,
О. К. Назаренко, И. К. Походня,
И. А. Рябцев,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

Н. П. Алешин (Россия)
Б. Брейтвейт (Великобритания)
Д. фон Хофе (Германия)
К. Буше (Франция)
Гуань Цяо (Китай)
У. Дилтай (Германия)
П. Зайффарт (Германия)
А. С. Зубченко (Россия)
Т. Игар (США)
К. Иноуэ (Япония)
Н. И. Никифоров (Россия)
Б. Е. Патон (Украина)
Я. Пилярчик (Польша)
Чжан Янмин (Китай)
В. К. Шелег (Беларусь)

Адрес редакции:
03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (38044) 287 6302, 529 2623
Факс: (38044) 528 0486
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:
Е. Н. Казарова, Т. В. Юштина

Электронная верстка:
И. С. Баташева, А. И. Сулима,
И. Р. Наумова, И. В. Петушков

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень
утвержденных ВАК Украины изданий
для публикации трудов соискателей
ученых степеней.
При перепечатке материалов ссылка
на журнал обязательна.
За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности
не несет.

Цена договорная.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лабур Т. М., Ищенко А. Я., Таранова Т. Г., Костин В. А., Григоренко Г. М. Характер и особенности микродеформации в зоне зарождения и распространения трещин в высокопрочном алюминевом сплаве Д16АТ 3

Цыбулькин Г. А. Влияние частотных свойств сварочного контура на параметры тока при импульсно-дуговых процессах сварки 11

Марголин Б. З., Варовин А. Я., Костылев В. И. Определение остаточных напряжений в корпусах реакторов ВВЭР после многопроходной сварки, наплавки и высокотемпературного отпуска 16

Бродовой А. В., Бродовой В. А., Гуца О. И., Бунчук С. Г. Эффект снижения остаточных напряжений в сварных соединениях алюминиевого сплава Д16 при обработке в магнитном поле 23

Пентегов И. В., Петриенко О. И. Метод определения температуры проволоки на выходе из мундштука при механизированной сварке в защитных газах 25

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Ковтуненко В. А., Синеок А. Г., Герасименко А. М., Задорожный В. А. Характерные повреждения сварных металлических конструкций мостов 29

Хорунов В. Ф., Максимова С. В. Аморфные припои — перспективный материал для современных технологических процессов пайки (Обзор) 35

Царюк А. К., Скульский В. Ю., Волков В. В., Бывалькевич А. И., Подъячев В. В., Иванов Н. А., Немлей Н. В., Мирониченко А. П., Бажуков А. В. К вопросу выбора технологии сварки элементов ГЦТ Ду 850 при замене парогенераторов ПГВ-1000М на АЭС 41

Шелягин В. Д., Хаскин В. Ю., Шитова Л. Г., Набок Т. Н., Сиора А. В., Бернацкий А. В., Чижская Т. Г. Многопроходная сварка сталей больших толщин с использованием лазерного излучения 48

Левченко О. Г., Чигарев В. В. Расчет производительности местной вытяжной вентиляции для условий наплавки порошковыми лентами 53

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Кисилевский Ф. Н., Шаповалов Е. В., Мельник Е. С. Система мониторинга для трубосварочного стана 56

Кусков Ю. М., Лебедев В. А., Рябцев И. А., Поддубинский А. И., Шапран Р. В. Восстановление крупногабаритных деталей оборудования горнообогатительных комбинатов механизированной дуговой наплавкой 60

Новости 62

Патенты в области сварочного производства 63

По зарубежным журналам 65

ХРОНИКА

60 лет Институту сварки в Гливицах 69

XII Международная научно-техническая конференция «Бенардосовские чтения» 70

Семинар-практикум на «Укрзалізниці» 71

О. В. Роману — 80 лет 72

ИНФОРМАЦИЯ 74

Разработано в ИЭС 10, 52

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

Publisher: International Association «Welding»

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

N. P. Alyoshin (Russia)
B. Braithwaite (UK)
C. Boucher (France)
D. von Hofe (Germany)
Guan Qiao (China)
U. Dilthey (Germany)
P. Seyffarth (Germany)
A. S. Zubchenko (Russia)
T. Eagar (USA)
K. Inoue (Japan)
N. I. Nikiforov (Russia)
B. E. Paton (Ukraine)
Ya. Pilarczyk (Poland)
Zhang Yanmin (China)
V. K. Sheleg (Belarus)

Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute
of the NAS of Ukraine,
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 287 63 02, 529 26 23
Fax: (38044) 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushina
Electron galley:
I. S. Batasheva, A. I. Sulima,
I. R. Naumova,
I. V. Petushkov

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

Labur T. M., Ishchenko A. Ya., Taranova T. G., Kostin V. A., Grigorenko G. M. Nature and specifics of microdeformation in the zone of initiation and propagation of cracks in high-strength aluminium alloy D16AT 3
Tsybulkin G. A. Effect of frequency properties of welding circuit on parameters of current in pulsed-arc processes of welding 11
Margolin B. Z., Varovin A. Ya., Kostilyov V. I. Determination of residual stresses in WWER-reactor bodies after multi-pass welding, surfacing and high-temperature tempering 16
Brodovoy A. V., Brodovoy V. A., Gushcha O. I., Bunchuk S. G. Effect of reduction of residual stresses in welded joints of aluminium alloy D16 during treatment in magnetic field 23
Pentegov I. V., Petrienko O. I. Method of determination of wire temperature at the nozzle outlet in shielded-gas mechanized welding 25

INDUSTRIAL

Kovtunenkov V. A., Sineok A. G., Gerasimenko A. M., Zadorozhnyi V. A. Typical damages of welded metal structures of bridges 29
Khorunov V. F., Maksimova S. V. Amorphous brazing alloys are the challenging material for advanced technological processes of brazing (Review) 35
Tsaryuk A. K., Skulsky V. Yu., Volkov V. V., Byvalkevich A. I., Podyachev V. V., Ivanov N. A., Nemley N. V., Miroshnichenko A. P., Bazhukov A. V. Towards the problem of selection of technology of welding MCP Du 850 elements in replacement of steam generators PGV-1000 M at NPS 41
Shelyagin V. D., Khaskin V. Yu., Shitova L. G., Nabok T. N., Siora A. V., Bernatsky A. V., Chizhskaya T. G. Multi-pass welding of massive steels using laser radiation 48
Levchenko O. G., Chigaryov V. V. Estimation of efficiency of a local exhausting ventilation for flux-cored strip surfacing jobs 53

BRIEF INFORMATION

Kisilevsky F. N., Shapovalov E. V., Melnik E. S. System of monitoring for pipe-welding mill 56
Kuskov Yu. M., Lebedev V. A., Ryabtsev I. A., Poddubinsky A. I., Shapran R. V. Restoration of large-sized parts of equipment of ore-dressing plants using mechanized arc surfacing 60
News 62
Patents in the field of welding 63
Review of foreign journals 65

NEWS

60 years of Welding Institute in Gliwice 69
XII International Scientific-Technical Conference «Benardos readings» 70
Seminar-practicum at «Ukrzaliznytsa» 71
O. V. Roman is 80 72

INFORMATION

Developed at the PWI 10, 52

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.



ХАРАКТЕР И ОСОБЕННОСТИ МИКРОДЕФОРМАЦИИ В ЗОНЕ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В ВЫСОКОПРОЧНОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ Д16АТ

Т. М. ЛАБУР, канд. техн. наук, чл.-кор. НАН Украины А. Я. ИЩЕНКО,
Т. Г. ТАРАНОВА, В. А. КОСТИН, кандидаты техн. наук, чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучены особенности микродеформации отдельных структурных составляющих в зоне зарождения и распространения трещин в высокопрочном алюминиевом сплаве. Установлены характеристики зарождения и распространения трещин. Показано, что между условиями микродеформации структуры металла, обусловленными исходным напряжением, и стойкостью к образованию и развитию трещин существует пропорциональная зависимость.

Ключевые слова: сварные конструкции, высокопрочный алюминиевый сплав, сварное соединение, свойства, напряжения, микродеформация, структура, излом, зарождение и распространение трещин

Оценка реальной опасности дефекта представляет серьезную проблему при эксплуатации сварных элементов конструкции. Она требует всестороннего рассмотрения сложной картины изменения напряжений, структуры, свойств материала и его сварных соединений в локальной зоне концентрации напряжений. Повреждения целостности типовых элементов конструкции (надрезы, трещины, царапины и т. п.), являющиеся концентраторами напряжений, могут стать очагом зарождения трещин при эксплуатации. Снижение разрушающего напряжения под влиянием концентраторов напряжений возможно для материалов в хрупком и вязком состояниях. Развитие трещины вызывает увеличение локального напряжения в микрообъеме [1–3]. При этом процессы зарождения и распространения трещины определяются поведением структурных составляющих материала. В материалах, обладающих достаточным запасом вязкости при растяжении, под действием концентраторов напряжений сопротивление разрушению может не изменяться, что позволяет им выдерживать даже большую силовую нагрузку, чем металл того же сечения без надреза [4–13].

Для понимания особенностей процессов микродеформации структурных составляющих в зоне зарождения и распространения трещин необходимо определить характер изменения параметров микроструктуры и показателей разрушения в зависимости от уровня концентрации напряжений. Исследования проводили на высокопрочном алюминиевом сплаве Д16АТ(Al–Cu), широко применяемом в конструкциях летательных аппаратов [7]. Использовали образцы Кана [5] с различным радиусом надреза — 0,1; 0,2 и 0,9 мм. Условия испытаний образцов предусматривали характер нагружения от монотонного до прерывистого. Нагружение останавливали в ходе прерывистого процесса через каждые 200 кг и выдерживали образцы

в таком режиме в течение 2 мин, моделируя тем самым реальные условия роста градиента напряжений, возможные при нестабильных порывах ветра, а также наличие турбулентности или флаттера. Выбранная методика позволяет получить экспериментальные данные, отражающие сопротивление металла развитию трещины в условиях внецентренного растяжения, при котором происходит одновременное действие растяжения и изгиба [5]. При этом можно определить прочность σ_p , значения удельной работы зарождения (УРЗТ) и распространения трещины (УРРТ), описывающие основные этапы разрушения.

Исследования выполняли на образцах сплава Д16АТ, вырезанных вдоль направления проката с различным радиусом надреза в вершине, что позволило в широких пределах изменять теоретический коэффициент концентрации напряжения — соответственно 10; 6,3 и 2,4.

В процессе испытаний образцов записывали диаграмму нагрузка — деформация, отображающую важные с практической точки зрения моменты зарождения и развития трещины до полного разрушения. Она позволяет количественно оценить интенсивность напряжения в процессе деформации при внецентренном растяжении, определить протяженность стадии стабильного течения металла, а также работу, затрачиваемую им на отдельных этапах развития трещины. Значимость анализа кривой на отдельных участках диаграммы нагрузка — деформация очевидна. Они в интегральной форме содержат информацию о состоянии структуры металла, влияющего на процессы пластического течения при деформации образца, увеличение напряжения и образования трещины. В связи с этим авторами была усовершенствована методика определения микродеформации. На пути распространения трещины в отдельных участках образца сделана разметка фиксированных областей (в том числе и с трещиной) для исследования способом растровой электронной микроскопии. Скорость деформации при испытании была постоянной и составляла 2 мм/мин ($3,3 \cdot 10^{-5}$ м/с). Другие условия



испытания отвечали техническим требованиям ГОСТ 25.506. Экспериментальные результаты получены при испытании пяти образцов с использованием универсальной машины РУ-5 и расчета исходных данных.

Уровень разрушающего напряжения образцов определяли по формуле

$$\sigma_p = 4P_{\max} / (h - a)B,$$

удельную работу распространения трещины — по формуле

$$УРРТ = A_p / (h - a)B,$$

где P_{\max} — максимальная нагрузка; A_p — площадь под кривой, которая описывает процесс распространения трещины; h, B — соответственно высота и толщина образца; a — глубина надреза.

Значения показателя энергии зарождения трещины J_c оценивали путем расчета функции изменения энергии деформации в зависимости от длины трещины, используя эмпирическое соотношение Меркли–Кортена [3]:

$$J_c = U[B(h - a_0)f(a_0/h)],$$

где U — площадь под кривой зависимости нагрузки от деформации; $f(a_0/h)$ — функция геометрического соотношения длины трещины a_0 и размера образца h :

$$f(a_0/h) = 2[(1 + \alpha)/(1 + \alpha^2)],$$

где $\alpha = \{[2a_0/(h - a_0)]^2 + 2[2a_0/(h - a_0)] + 2 - [2a_0/(h - a_0) + 1]\}^{1/2}$.

Критический коэффициент интенсивности напряжения K_c определяли согласно линейной зависимости данного показателя с величиной УРРТ, описывающей процесс распространения трещины:

$$K_c = (4,35УРРТ + 3,31) \cdot 10^{-4}.$$

Учитывая, что в процессе развития трещины, кроме включений фаз, принимает участие еще и матрица, в каждом образце изучали особенности микродеформации всех структурных составляющих. Замеры проводили в разных структурных участках образца: под надрезом, в средней части и в зоне долома при действии как регулярного, так и нерегулярного нагружения. Для этого на боковой поверхности образца выполняли микрошлиф. Затем на твердомере М-400 фирмы «LECO» (США) при нагрузке 10 г путем нанесения отпе-

чатков фиксировали соответствующие участки в исследуемых зонах. Базовые расстояния между реперными точками замеряли до и после испытания образцов, затем рассчитывали значения действующих локальных деформаций в относительных единицах:

$$\Delta \epsilon = (\epsilon_p - \epsilon_n) / \epsilon_p,$$

где ϵ_n — начальное расстояние между реперными точками; ϵ_p — расстояние после испытания.

Структуру отмеченных участков изучали при разных схемах нагружения: в исходном состоянии, после остановки на уровне 800 кг и полного разрушения образца. В ходе исследований сравнивали структуры в поперечном и продольном направлениях относительно проката и сопоставляли их с результатами анализа, а также характеристиками изломов, полученными методом фратографического анализа. Такой комплексный подход позволил рассматривать не только исследуемые процессы микродеформации по высоте и толщине образца, но и изучать поведение металла в вершине трещины.

Характер и особенности микродеформации и сопутствующие этому процессу структурные изменения, протекающие в металле в условиях статического нагружения, изучали с использованием РЭМ JSM-840 (фирмы «JEOL», Япония) с системой микроанализаторов «Analytic Link»-860/500 и «Ortek» при ускоряющем напряжении 20 кВ и токе электронного пучка $1 \cdot 10^{-10} \dots 1 \cdot 10^{-7}$ А в режиме вторичных электронов. Контраст изображения, определяемый взаимодействием электронного пучка растрового микроскопа со структурными составляющими исследуемого сплава, позволяет получить качественную оценку характера их изменения в зависимости от проявления пластической деформации металла образца, происходящей в процессе зарождения и распространения трещины. Это взаимодействие использовано для анализа механизма микродеформации, а также растрескивания различных частиц фаз при исследуемых условиях нагружения. Расчет экспериментальных данных, построение полученных зависимостей выполняли с использованием современных компьютерных технологий и соответствующего программного обеспечения.

Как показали результаты исследования (табл. 1), прерывистость режима нагружения приводит к изменению всех показателей сопротивления хрупкому разрушению сплава Д16АТ. Уровень σ_p снижается на 4 % в образцах с радиусом надреза $R = 0,1$ и на 40 % с $R = 0,9$ мм. Значения критического коэффициента интенсивности напряжения K_c изменяются от 2 до 7 раз, однако при этом зафиксирована обратная зависимость. Наибольшее снижение присуще образцам с высоким уровнем действующего напряжения. Аналогичная зависимость отмечается и при изменении показателя энергии зарождения трещины J_c . Еще более резко снижаются значения УРРТ (от 2,5 до 9,0 раз).

На основании анализа деформационных процессов и десятикратного измерения микротвердости

Таблица 1. Характеристики вязкости разрушения сплава Д16АТ в зависимости от радиуса надреза образца и условий испытания при внецентренном растяжении

R, мм	Характер нагружения	σ_p , МПа	K_c , МПа√м	J_c , Дж/см ²	УРРТ, Дж/см ²
0,1	Монотонный	533	87,3	8,9	19,3
	Прерывистый	513	12,5	28,1	2,1
0,2	Монотонный	588	86,4	26,7	19,1
	Прерывистый	477	17,2	21,4	3,2
0,9	Монотонный	605	82,9	60,2	18,3
	Прерывистый	432	35,9	14,3	7,5



построена зависимость последней от напряжения, действующего в образце: в исходном состоянии, при остановке нагружения ($H = 800$ кг) и после разрушения (рис. 1). Установленная зависимость имеет линейный характер, определяемый уровнем напряжения, которое возникает по мере развития магистральной трещины. Разброс значений микротвердости сплава (заштрихованная область) в исходном состоянии достигает 30 % ее максимального уровня, при этом погрешность измерений составляет примерно 5 %. Как показали полученные результаты, увеличение нагрузки при внецентренном растяжении приводит к сужению в 2 раза диапазона измеряемых параметров. Установленная зависимость может быть объяснена тем, что при малом уровне напряжения эффект деформационного упрочнения зерен успевает полностью завершиться. Существенное влияние на уровень микротвердости оказывает расположение включений относительно направления нагружения. Характер изменения микротвердости иллюстрирует ее взаимосвязь с уровнем напряженного состояния в сплаве. Так, в образцах с острым надрезом (0,1 мм) микротвердость на 15...20 % ниже, чем у образцов с радиусом надреза 0,2 и 0,9 мм, что позволяет сделать вывод о наличии определенной взаимосвязи между процессами микронеоднородной деформации и трещинообразованием.

Методами растровой электронной микроскопии установлено, что в ходе формирования и развития магистральной трещины в близлежащих участках структуры исследуемого сплава появляется множество микронадрывов. На поверхности зерен обнаружены полосы скольжения, связанные с зарождением и последующим слиянием субмикротрещин небольшой протяженности. Их подрастание вдоль границ зерен приводит к формированию макротрещины. На расстоянии 10 мм от надреза в сплаве обнаружены мелкие зерна с нечеткими границами и полосами скольжения, ориентированными в разных направлениях. Их исследование показало, что при деформации образца действует значительная сдвиговая компонента вдоль плоскости разрушения. Именно это оказывает влияние на уровень номинального разрушающего напряжения (см. табл. 1). В окрестности устья магистральной трещины в структуре образцов, испытанных с остановками, также отмечается значительное количество микронадрывов, растрескивание грубых частиц, расположенных на межзеренных границах.

Независимо от радиуса надреза и, следовательно, концентрации напряжения, в исследуемых образцах отмечаются следы протекания процесса пластической деформации, локализуемого в вершине надреза с образованием при этом специфического участка структуры — зоны пластической деформации. Ее рельеф отражает характер сопротивления металла и его структурных составляющих зарождению трещины в процессе разрушения образца при воздействии на него различных факторов. Поэтому в ходе изучения особенностей поверхности излома (рис. 2) замеряли геометрические

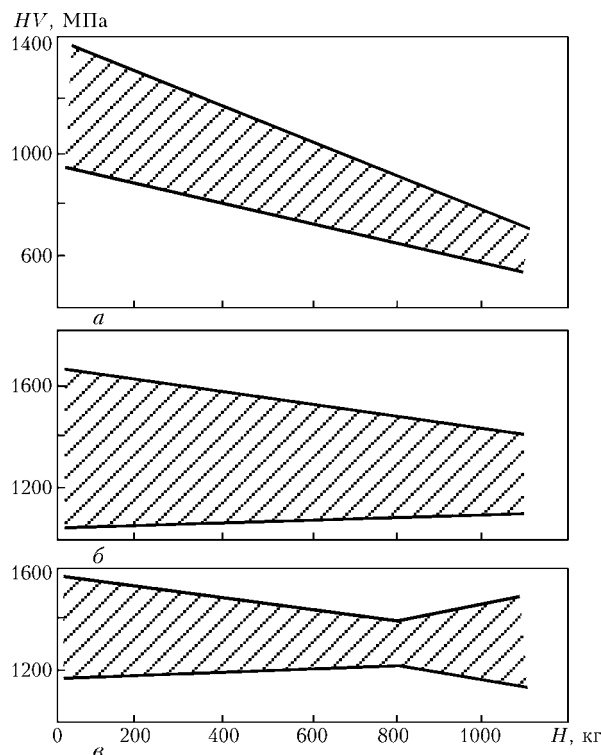


Рис. 1. Изменение микротвердости образцов с различными радиусами надреза при прерывистом режиме нагружения: $a - R = 0,1$; $б - 0,2$; $в - 0,9$ мм

кие размеры пластической зоны образцов в зависимости от условий нагружения.

Как показал анализ, эти зоны содержат три характерных участка рельефа для всех видов испытания (рис. 2). Протяженность пластической зоны в образце с радиусом 0,1 мм (табл. 2) значительно больше, чем в образце с радиусом 0,9 мм. Границы пластической зоны нечеткие, характер структуры рельефа неоднородный, что указывает на действие механизма разрушения смешанного типа.

Сопоставление площадей выделенных зон показало зависимость размеров зоны от уровня напряженного состояния, определяемого радиусом надреза. С уменьшением напряжения площадь зоны увеличивается. Это связано, по-видимому, с повышением сопротивления металла развитию трещины при низких напряжениях, увеличением скорости ее развития и уменьшением критической длины [7]. Структурные изменения в зоне пластической деформации могут быть использованы для сравнительной оценки энергоемкости процесса зарождения трещины, поскольку размер зоны связан с трещиностойкостью соотношением [4]

Таблица 2. Геометрические параметры зоны пластической деформации

Характер нагружения	r_y , мм	a_1 , мм	a_2 , мм	ϕ , град
Монотонный	3,05	1,66	0,91	29
Прерывистый	3,42	1,32	0,99	31
$R = 0,9$ мм				
Монотонный	1,86	1,08	0,57	33
Прерывистый	2,26	0,66	0,37	7

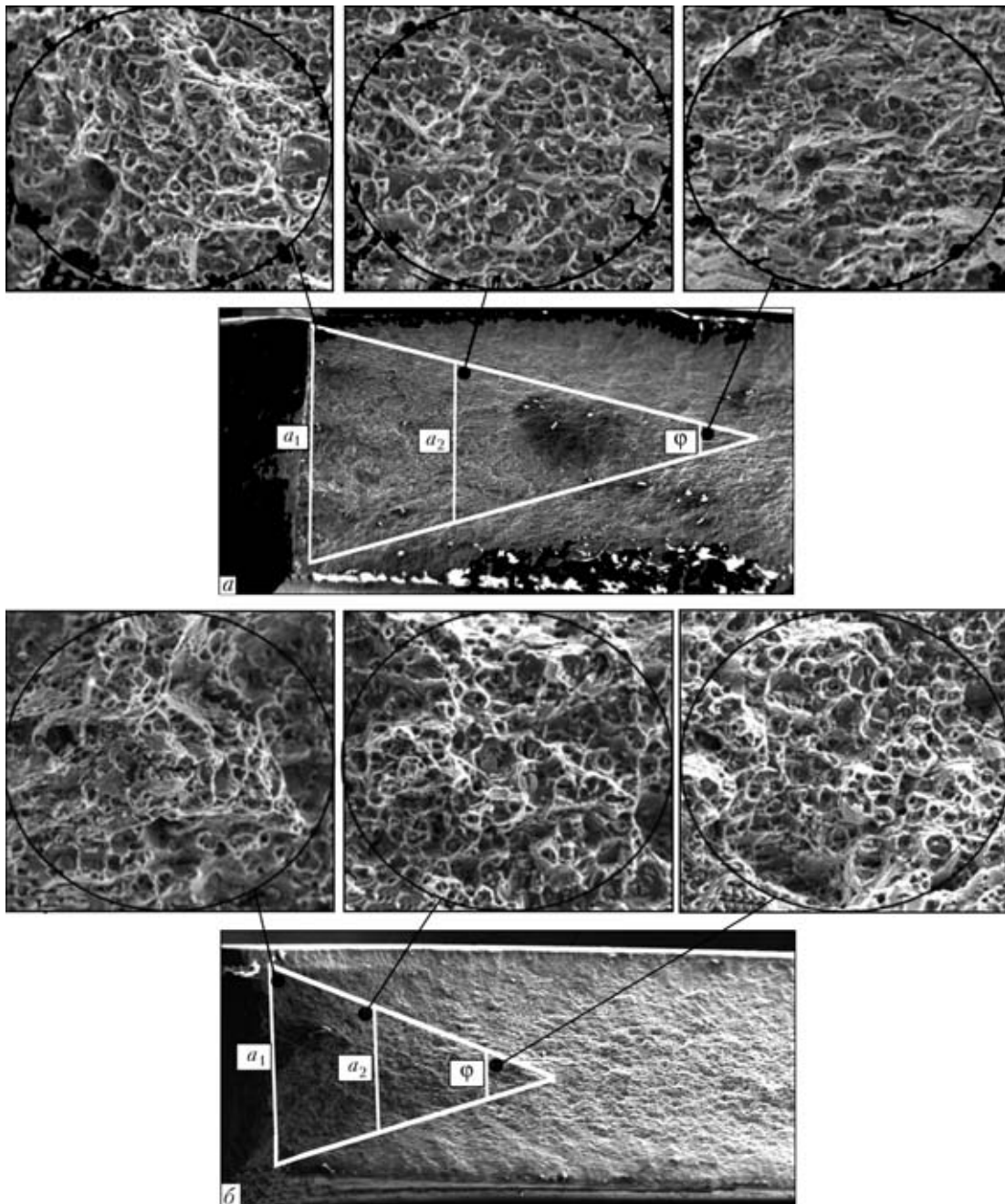


Рис. 2. Пластическая зона предразрушения образцов с радиусом 0,1 (а, б) и 0,9 мм (в, г), разрушенных в условиях монотонного

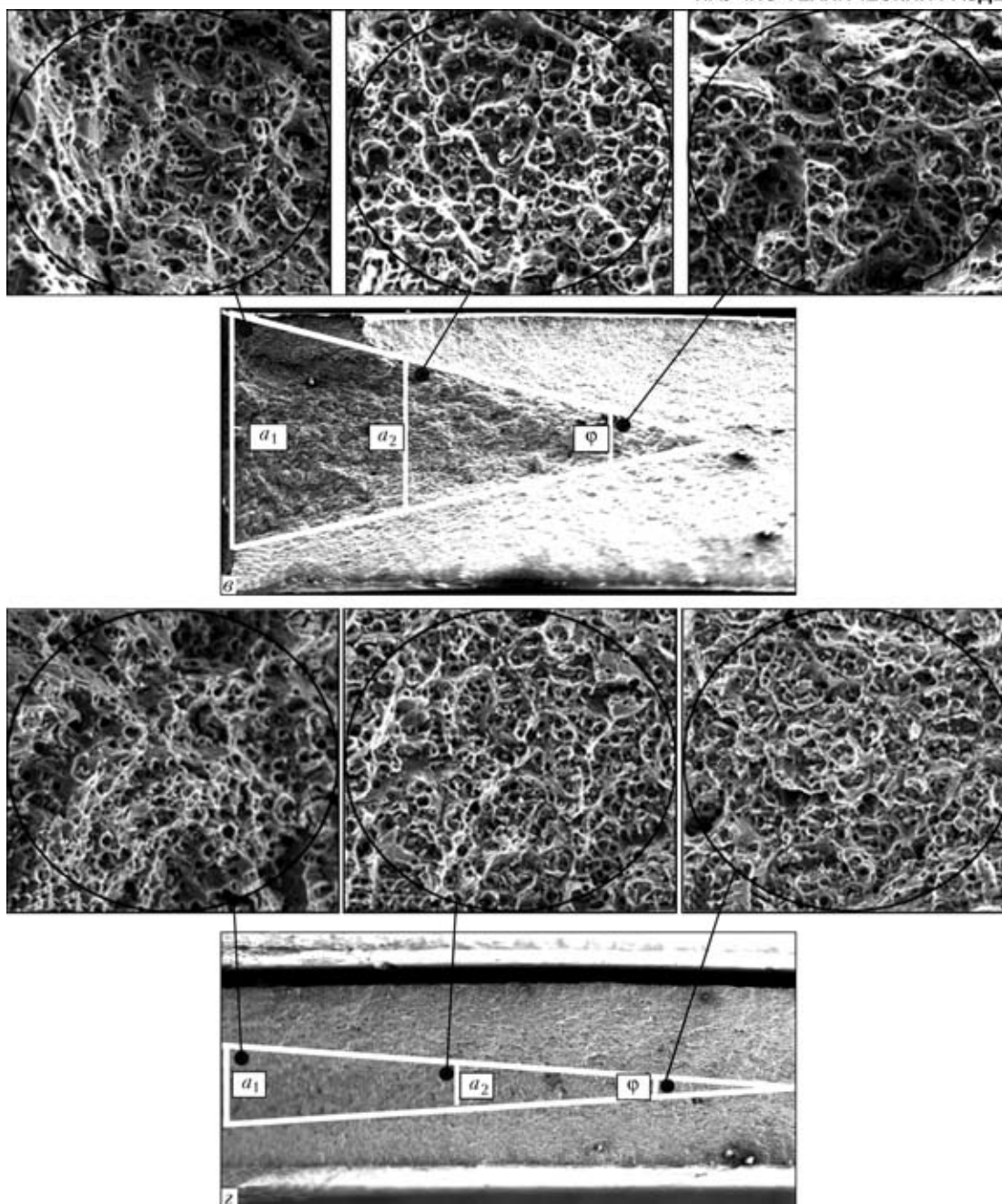
$$r_y = A(K_c / \sigma_{0,2})^2,$$

где r_y — длина зоны пластической деформации; A — энергоёмкость, K_c — коэффициент интенсивности напряжения; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести исследуемого материала.

На основе исследования структурных изменений в зоне пластической деформации установлено (табл. 2), что при прерывистом характере нагружения в исследуемом сплаве происходит резкое (в 5...7 раз) увеличение уровня энергоёмкости по сравнению с монотонным нагружением. Напряжение, накапливаемое при каждой остановке и снятии нагрузки в образцах с радиусом надреза 0,9 мм, в процессе пластической деформации приводит к образованию трещин не только в результате растрескивания включений, но и на границах зерен

(рис. 3). Сгруппировавшись, трещины увеличиваются до критических размеров, что может существенно снизить прочность в результате уменьшения прочности когезии между матрицей и включением. В образце с радиусом надреза 0,1 мм, где сильнее проявляется процесс локализации деформации, такой характер образования трещин не зафиксирован.

Фрактографические исследования поверхности разрушения образцов в процессе распространения магистральной трещины показали, что излом также содержит три характерные структурные области, как и в случае зоны пластической деформации под надрезом. В первой области происходит зарождение и формирование магистральной трещины; во второй — ее стабильное подрастание; в третьей — ускоренный рост до разрушения. В



(а, в) и прерывистого (б, г) режима нагружения

первой (вблизи вершины надреза) обнаружено наличие мелких фасеток, что может быть следствием осуществления в образце неравномерной пластической деформации (рис. 4). Условием для их образования является превышение уровня сил когезии в направлении, перпендикулярном к фазовой границе матрица–включение [11–13], для достижения чего необходима значительная концентрация напряжения в микрообласти. Трещина при этом зарождается на участках, где трехосное напряжение наибольшее. Если доминирующим фактором является деформация, то разрушение происходит (независимо от существующего участка трехосного напряжения) на таком расстоянии от надреза, при котором достигается критический уровень деформации. Об этом свидетельствуют увеличение количества действующих систем скольжения и из-

менение их направления, а также параллельные и пересекающиеся гребни, совпадающие с направлением распространения магистральной трещины на структуре излома.

Участок торможения магистральной трещины содержит ямки более круглой формы, которые равномерно расположены на поверхности излома. При этом отмечается хрупкое растрескивание включений, а матрица лишь пластически деформируется, образуя в узкой зоне впереди фронта трещины ямки отрыва вытянутой формы. В основании пластической зоны они составляют 10... 12, а у вершины — 1... 2 мкм (см. рис. 2, а, б). Вокруг дисперсных выделений, упрочняющих сплав алюминия, зафиксировано наличие сетки небольших ямок, вблизи которых видны некоторые волокнистые тонкие линии скольжения, а большая часть включений

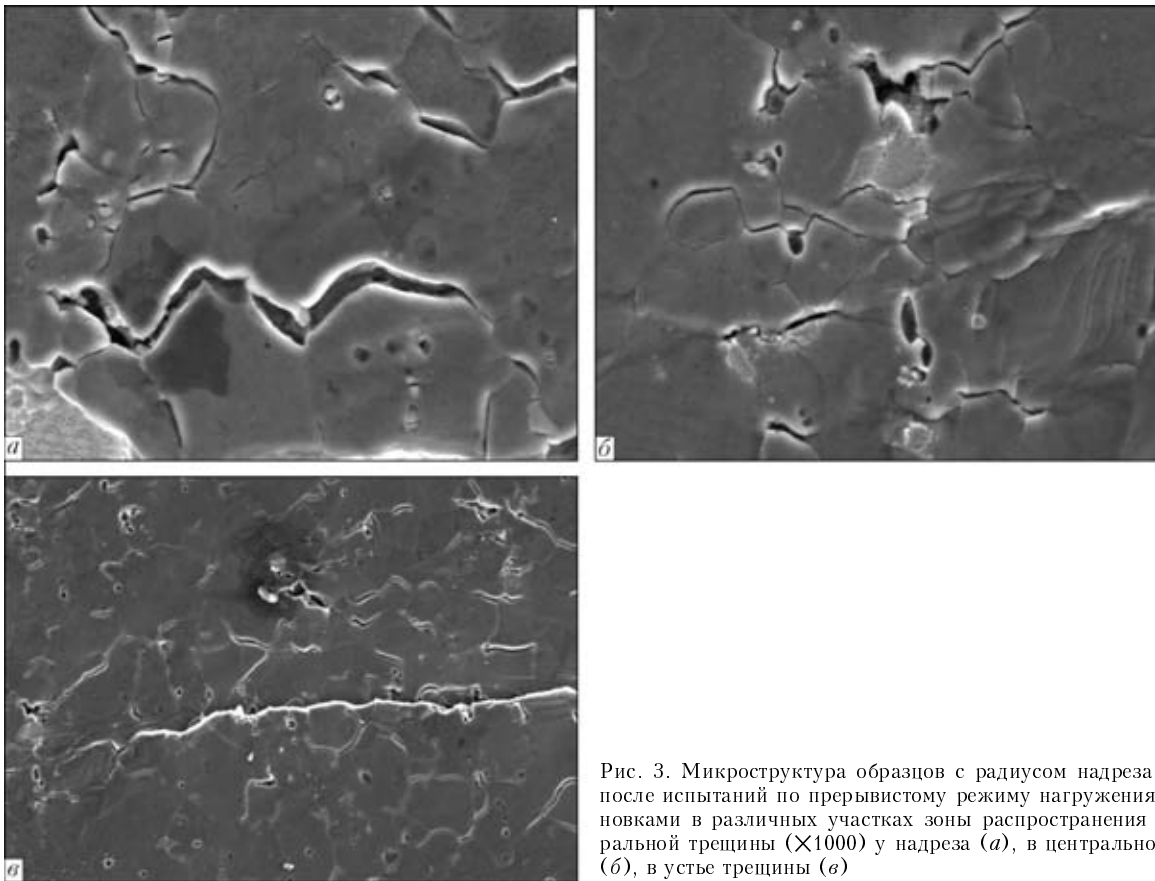


Рис. 3. Микроструктура образцов с радиусом надреза 0,9 мм после испытаний по прерывистому режиму нагружения с остановками в различных участках зоны распространения магистральной трещины ($\times 1000$) у надреза (*a*), в центральной части (*б*), в устье трещины (*в*)

разрушена. Это может свидетельствовать о том, что рост ямок происходит в результате скольжения по многим кристаллографическим плоскостям. Образование субмикротрещин происходит на поверхностях раздела между матрицей и упрочняющими частицами.

На поверхности излома в зоне стабильного роста трещины обнаружены участки слаборазвитого рельефа, образованного при отрыве. Ориентация гребней совпадает с направлением распространения трещины (рис. 4, *a*, *б*). Наличие таких участков можно рассматривать как результат действия механизма хрупкого разрушения по границам субзерен в случае превышения уровня некоторой критической деформации в условиях многоосного напряженного состояния [11, 13].

В центре магистральной трещины исследуемого образца ямки становятся более круглыми и равномерно располагаются по поверхности излома. Их размер составляет 3...5 мкм. На участке излома, где расположено устье трещины, фазовые включения разрушены, а на поверхности зерен обнаружены деформационные полосы.

Рельеф образца с радиусом надреза 0,9 мм содержит неоднородно расположенные фасетки различных размеров и форм (рис. 4, *б*, *г*), на дне которых расположены осколки включений. Некоторые из них сохранили связь с телом зерна. В центральной части излома имеются многоярусные гребни отрыва, образованные при достаточно высокой пластичности материала и низком уровне напряжения течения, реализованные в процессе скольжения. Рельеф в окрестности устья магис-

тральной трещины имеет мелкие ямки (1...4 мкм) с разрушенными частицами включений.

Сопоставление характера разрушения образцов с радиусом надреза 0,1 и 0,9 мм, испытанных с остановками, показало, что размеры их пластических зон близки (см. табл. 2). Однако в первом случае на рельефе излома преобладает смешанный тип разрушения с образованием неравноосных ямок размером 2...5 мкм, ориентация которых совпадает с направлением движения магистральной трещины. На их поверхностях зафиксированы террасы деформационных сдвигов, образованные при скольжении вдоль кристаллографических плоскостей.

Различная ориентация гребней отрыва относительно направления приложения нагрузки является отражением действия локального напряжения при зарождении микротрещин и дискретности процесса их распространения. Частицы фаз, расположенных вдоль границ зерен, хотя и разрушались, но сохранили связь с матрицей (рис. 4). Такой тип разрушения может иметь место при критических уровнях коэффициента интенсивности напряжений K_{Ic} , когда механизм зарождения трещины приближается к условиям действия высокой скорости роста магистральной трещины. Зона пластической деформации в образце с радиусом надреза 0,9 мм узкая (0,66 мм) и длиной 2,26 мм (табл. 2). Рельеф поверхности разрушения содержит одновременно ямки преимущественно среднего размера (6...8 мкм) и участки с террасами деформационных сдвигов. Ячейки имеют разрушенные включения, ограниченные гребнями отрыва. Они слаборазвиты, а фазовые выделения в основном

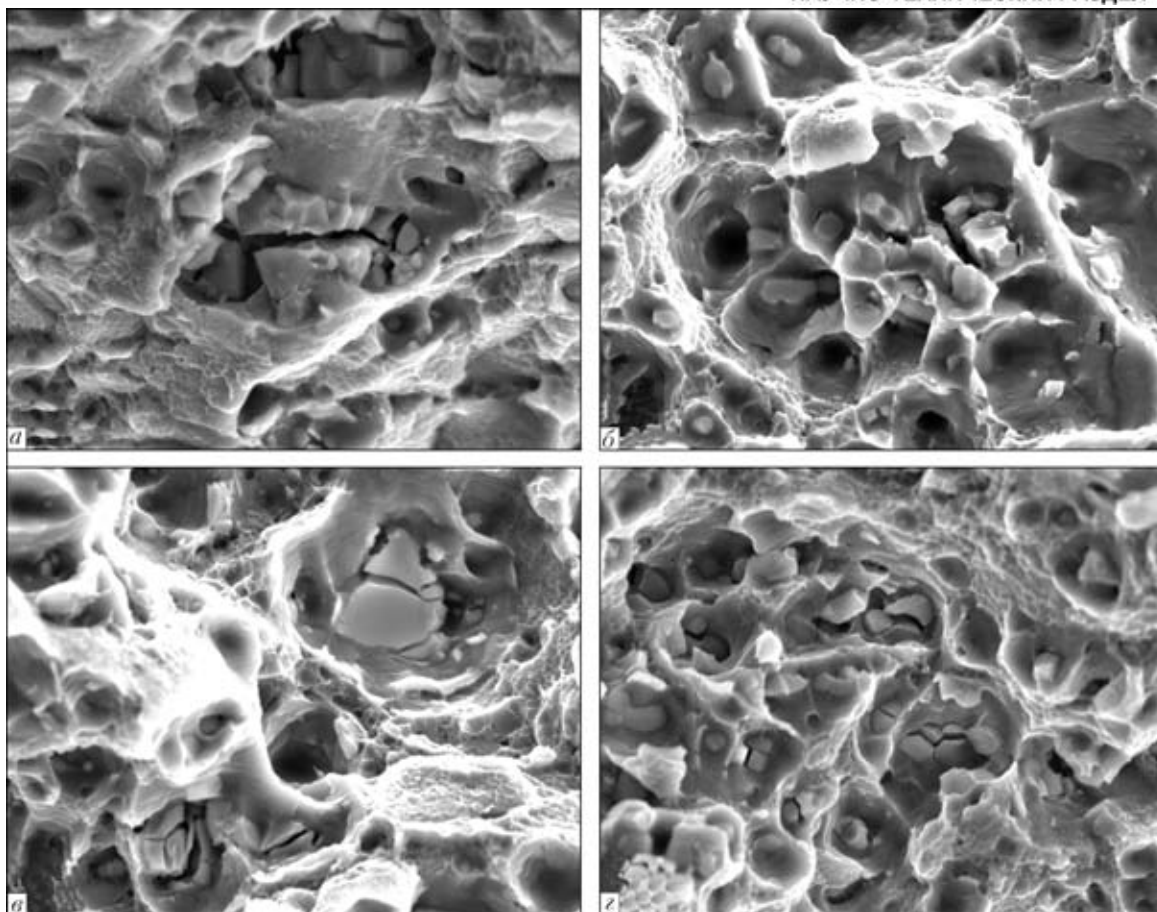


Рис. 4. Фрактограммы поверхности разрушения образцов с радиусом 0,1 (а, б); 0,9 мм (в, г), разрушенных в условиях монотонного (а, в) и прерывистого режима нагружения (б, г), $\times 2000$

разрушены (рис. 4, б, г). Такой тип разрушения обусловлен протеканием интенсивной пластической деформации при распространении магистральной трещины, когда напряжение превышает уровень сил когезии матрицы и включений [8, 11, 13]. Рельеф поверхности разрушения вблизи устья магистральной трещины содержит микронадрывы, возникшие вдоль границ зерен в процессе торможения трещины.

Выводы

1. Протяженность начальной микротрещины в алюминиевом сплаве Д16АТ в условиях внецентренного растяжения образцов с надрезом, моделирующих различный характер нагружения при эксплуатации, зависит от размеров хрупких включений фаз и напряженного состояния в вершине концентратора, а также от режима нагружения.

2. Пластическая деформация металла, возникающая при прерывистом режиме нагружения, вызывает увеличение уровня энергоемкости и образование на границах зерен трещин.

3. Установлено влияние условий микродеформации структурных составляющих сплава Д16АТ на показатели σ_p , K_c , J_c и УРРТ. Показано, что между условиями микродеформации металла, обусловленными исходным напряжением, и стойкостью к образованию и развитию трещин существует пропорциональная зависимость.

4. Получена линейная зависимость между микротвердостью сплава Д16АТ и уровнем напряжения, при котором трещина зарождается. С увеличением уровня нагрузки сужается вдвое диапазон измеряемых параметров, что может быть связано с малым уровнем действующего напряжения, не ограничивающего деформационное упрочнение зерен.

5. Снижение уровня микротвердости на 15... 20 % в образцах с острым надрезом (0,1 мм) независимо от условий нагружения по сравнению с образцами радиусом надреза 0,2 и 0,9 мм указывает на разупрочнение металла, что позволяет сделать вывод о взаимосвязи между величиной микродеформации и сопротивлением металла образованию микротрещин при разрушении.

1. Фудзивара Т. Технологии соединения легких металлов в авиационной и космической технике // Кэйкиндзоку ёсэцу. — 2001. — 39, № 3. — С. 1–11.
2. Брок Д. Основы механики разрушения / Пер. с англ. — М.: Высш. шк., 1980. — 368 с.
3. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения металлов. — М.: Металлургия, 1984. — 280 с.
4. Ботвина Л. Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. — М.: Наука, 1989. — 230 с.
5. Давиденков Н. Н. Механические свойства материалов и методы измерения деформаций. — Киев: Наук. думка, 1981. — Т. 2. — 453 с.
6. Иванова В. С., Ботвина Л. Р., Кудряшов В. Г. Прочность и пластичность. Разрушение под действием кратковременных нагрузок. Вязкое и хрупкое разрушение // Итоги науки и техники. Сер. Металловедение и терм. обработка. — М., 1971. — С. 54–102.
7. Кис Дж. А., Смит Х. Л., Ромайн Х. Э., Бернштейн Х. Испытание сварных швов на разрушение // Прикладные



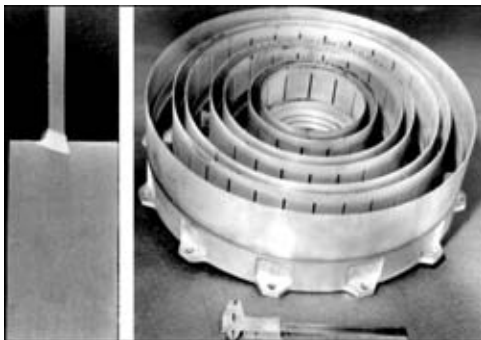
- вопросы вязкости разрушения. — М.: Мир, 1968. — С. 442–477.
8. Кишкина С. И. Сопротивление разрушению алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — С. 280.
 9. Клецов Г. В. Кинетика образования зон пластической деформации у вершины трещины при разрушении конструкционных материалов в условиях плосконапряженного состояния и плоской деформации // Пробл. прочности. — 1993. — № 4. — С. 57–63.
 10. Неупор Г. С., Микляев П. Г., Андреев Д. А. О возможности унификации методики определения вязкости разрушения при плоском напряженном состоянии // Завод. лаб. — 1980. — 46, № 3. — С. 261–265.
 11. Фрактография и вязкость разрушения алюминиевых и титановых сплавов / В. С. Иванова, В. Г. Кудряшов, Б. А. Копелович, Ю. К. Штовба // Технология легких сплавов. — 1974. — № 3. — С. 65–70.
 12. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении, классификация видов поверхностей разрушения (изломов) металлов. — М.: Изд-во стандартов, 1989. — 45 с.
 13. Романив О. Н. Структурная механика разрушения — новое перспективное направление в проблеме разрушения металлов // Физико-хим. мех. материалов. — 1981. — № 4. — С. 28–32.

Peculiarities of micro deformation of individual structural components within the zone of initiation and propagation of cracks in high-strength aluminium alloy have been studied. Characteristics of crack initiation and propagation have been determined. It is shown that the proportional relationship exists between conditions of micro deformation of an internal structure of metal caused by initial stresses and resistance to crack propagation.

Поступила в редакцию 01.11.2004,
в окончательном варианте 13.12.2004

АППАРАТУРА УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССОМ ЭЛС

Система цифрового управления положением сканирующего электронного пучка и программирования тепловложения в пределах зоны нагрева для электронно-лучевых установок применяется с целью расширения технологических возможностей процессов сварки, наплавки или термической обработки электронным пучком.



Наиболее эффективно использовать систему для предупреждения пористости металла шва, образования горячих трещин, а также при оптимизации формы зоны проплавления с целью уменьшения остаточных сварочных деформаций, снижения уровня химической и структурной неоднородности и других дефектов.

Функциональные возможности системы могут быть реализованы на всех типах эксплуатируемых или создаваемых установок электронно-лучевой сварки независимо от значений ускоряющего напряжения и применяемых источников питания или электронно-лучевых пушек.

Система управления обеспечивает дискретную развертку электронного пучка для получения произвольно заданного распределения плотности мощности в пятне нагрева за счет

управления временем задержки пучка.

В состав аппаратуры управления входит персональный компьютер в комплекте, программируемый функциональный генератор, усилитель мощности, источник питания и набор технологических программ и рекомендаций по их применению.

Функциональные возмож-

ности прибора по желанию пользователей могут быть расширены до использования для управления манипулятором, вакуумной системой и/или источником питания.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, отд. № 7

Тел.: (38044) 289 53 83

E-mail: abondarev@gala.net; a_bondarev@ukr.net http://bondarev.h1.ru/)



ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТНЫХ СВОЙСТВ СВАРОЧНОГО КОНТУРА НА ПАРАМЕТРЫ ТОКА ПРИ ИМПУЛЬСНО-ДУГОВЫХ ПРОЦЕССАХ СВАРКИ

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

Приведены результаты анализа и моделирования частотных свойств сварочного контура при импульсно-дуговых процессах сварки. Рассмотрены три различных подхода к реализации этих процессов: с помощью модуляции выходного напряжения источника сварочного тока, путем вибрации горелки и за счет импульсной подачи электродной проволоки. Показано, что рабочий диапазон частот импульсов сварочного тока существенно зависит от используемого подхода.

Ключевые слова: дуговая сварка, импульсно-дуговые процессы, плавящийся электрод, амплитудно-частотные характеристики

Благодаря существенным достижениям в области силовой полупроводниковой техники, компьютерных технологий и роботизации сварочных процессов значительно возрос интерес к импульсно-дуговой сварке плавящимся электродом, которая, как известно [1], впервые была предложена в ИЭС им. Е. О. Патона в 1964 г. Как свидетельствуют публикации [2–14], интенсивные исследования и разработка этого способа сварки ведутся главным образом в трех направлениях: создание импульсных источников, обеспечивающих широкие возможности программного управления амплитудой, длительностью и частотой импульсов сварочного тока [2, 3]; разработка способов и специальных механизмов для осуществления импульсной подачи электродной проволоки и так называемой вибрации сварочной горелки [4–10]; исследование и разработка адаптивных методов и алгоритмов автоматического управления импульсно-дуговыми сварочными процессами [11–16].

Одна из сложных технических проблем, возникающая, в частности, при разработке сварочного

оборудования, связана с тем, что с помощью программно-управляемой импульсной подачи электродной проволоки или вибрации сварочной горелки пока не удается значительно увеличить частоту импульсов сварочного тока, а следовательно, заметно повысить эффективность автоматического управления плавлением и переносом металла при импульсно-дуговой сварке.

В то же время при решении задачи повышения частоты импульсов могут возникнуть трудности, не связанные с указанными техническими проблемами, а обусловленные частотными ограничениями самого сварочного контура как динамической системы. Насколько нам известно из публикаций, этот вопрос до сих пор остается малоизученным.

В настоящей работе ставится задача исследовать влияние частотных свойств сварочного контура на параметры тока при импульсно-дуговых процессах автоматической дуговой сварки плавящимся электродом во всех рассматриваемых подходах к ее реализации.

Математическая модель. Следуя [10, 17, 18], запишем систему уравнений, составленную на основании упрощенной схемы сварочного контура, изображенной на рис. 1, а:

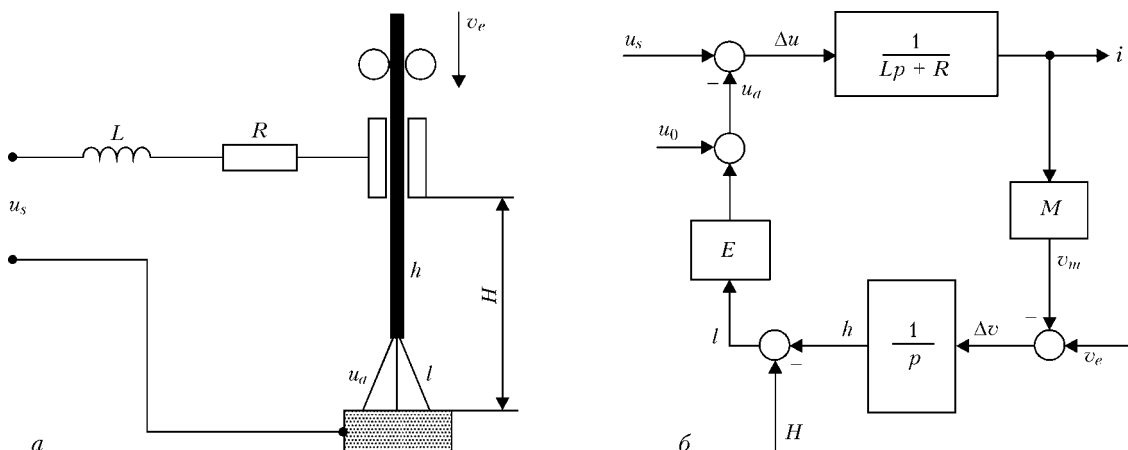


Рис. 1. Эквивалентная (а) и структурная (б) схемы сварочного контура (см. объяснения в тексте)



$$\begin{cases} L \frac{di}{dt} + Ri = u_s - u_a, \\ u_a = u_0 + El, \\ l = H - h \quad (0 < l < l_{II}), \\ h = \int_0^t (v_e - v_m) dt, \quad v_m = Mi, \end{cases} \quad (1)$$

где L, R — соответственно индуктивность и эквивалентное сопротивление сварочного контура; $u_s = u_s(t, i)$ — напряжение на выходных клеммах источника сварочного тока, зависящее от сварочного тока i и времени t ; $u_a = u_a(i, l)$ — напряжение на дуге, являющееся функцией от i и длины дугового промежутка l ; $u_0 = u_0(i)$ — суммарное падение напряжения в приэлектродных областях дугового промежутка; E — напряженность электрического поля в столбе дуги; $H = H(t)$ — расстояние между торцом токоподводящего мундштука и свободной поверхностью сварочной ванны; $h = h(t)$ — вылет электрода; l_{II} — пороговое значение длины дуги, при котором происходит ее обрыв; $v_e = v_e(t)$ — скорость подачи плавящегося электрода относительно токоподводящего мундштука; $v_m = v_m(t)$ — скорость плавления электрода; $M \equiv \partial v_m / \partial i$ — крутизна характеристики плавления электрода при номинальных значениях сварочного тока i_{II} и вылета электрода h_{II} .

В систему уравнений (1) не вошли параметры, характеризующие, в частности, перенос электродного металла через дуговой промежуток и движение свободной поверхности сварочной ванны в направлении осевой линии вылета электрода. Влияние этих и других малых параметров на динамику процесса дуговой сварки в данной задаче можно не учитывать.

Для наглядности и удобства дальнейшего рассмотрения воспользуемся традиционной графической интерпретацией системы уравнений (1) в виде структурной схемы, представленной на рис. 1, б (здесь через p обозначен оператор Лапласа).

Как видно из этой схемы, сварочный контур с точки зрения теории автоматического управления представляет собой замкнутую систему с отрицательной обратной связью. В качестве управляющих или возмущающих воздействий могут выступать в отдельности или в определенных комбинациях скорость подачи электрода $v_e(t)$, расстояние между торцом токоподводящего мундштука и свободной поверхностью сварочной ванны $H(t)$ и напряжение на выходных клеммах источника сварочного тока $u_s(t)$.

Поскольку в итоге нас интересуют частотные свойства рассматриваемой системы, то сразу же перейдем к графоаналитическим характеристикам и на основе структурной схемы (см. рис. 1, б) запишем выражения для передаточных функций от ее входов v_e, u_s и H к выходу i :

$$\begin{aligned} W_1(p) &= \frac{i(p)}{v_e(p)} = \frac{M^{-1}}{T_e T_s p^2 + T_s p + 1}; \\ W_2(p) &= \frac{i(p)}{u_s(p)} = \frac{(EM)^{-1} p}{T_e T_s p^2 + T_s p + 1}; \\ W_3(p) &= \frac{i(p)}{H(p)} = \frac{M^{-1} p}{T_e T_s p^2 + T_s p + 1}, \end{aligned} \quad (2)$$

где T_e и T_s — постоянные времени, определяемые соотношениями

$$T_e = \frac{L}{R}, \quad T_s = \frac{R}{EM}.$$

Заметим, что при $T_s \geq 4T_e$ сварочный контур относительно задающего воздействия $v_e(t)$ эквивалентен апериодическому звену второго порядка, а относительно воздействий $u_s(t)$ и $H(t)$ — последовательно соединенным апериодическому и дифференцирующему звеньям. Рассмотрим их амплитудно-частотные характеристики $A_k(f) = |W_k(j2\pi f)|$, где $k = 1, 2, 3, j = \sqrt{-1}$, $a f$ — частота гармонического воздействия.

Амплитудно-частотные характеристики (АЧХ). Построить АЧХ сварочного контура можно непосредственно по формулам

$$\begin{aligned} A_1(f) &= \frac{M^{-1}}{\sqrt{(1 - 4\pi^2 T_e T_s f^2)^2 + (2\pi T_s f)^2}}, \\ A_2(f) &= \frac{2\pi(EM)^{-1} f}{\sqrt{(1 - 4\pi^2 T_e T_s f^2)^2 + (2\pi T_s f)^2}}, \\ A_3(f) &= \frac{2\pi M^{-1} f}{\sqrt{(1 - 4\pi^2 T_e T_s f^2)^2 + (2\pi T_s f)^2}}, \end{aligned} \quad (3)$$

которые известным образом выводятся после подстановки в выражения (2) вместо оператора p мнимой переменной $j2\pi f$ [19].

На рис. 2 для удобства сравнения приведены графики нормированных АЧХ $A_{1н}(f), A_{2н}(f)$ и $A_{3н}(f)$, построенные по формулам (3), где $A_{1кн}(f) = A_k(f) / \max A_k(f)$. Параметры контура, входящие в эти формулы, приняты следующие: $E = 2,5$ В/мм, $M = 0,67$ мм/(А·с), $T_s = 0,1$ с, $T_e = 2,4 \cdot 10^{-3}$ с. Значения указанных параметров взяты из работ [20, 21] для случая дуговой сварки в аргоне плавящейся электродной проволокой Св-08Г2С диаметром 1 мм. Как и следовало ожидать, кривые $A_{2н}(f)$ и $A_{3н}(f)$ полностью совпадают и имеют в сущности форму АЧХ полосового фильтра, в то время как кривая $A_{1н}(f)$ представляет собой АЧХ фильтра низких частот.

Выделим на рис. 2 так называемые рабочие диапазоны частот Δf_1 и $\Delta f_2 = \Delta f_3$, в границах которых значения функций $A_{кн}(f)$ не выходят за пределы желаемого допуска по амплитуде, равного, например, 0,2. Это означает, что на верхней границе указанных диапазонов амплитуда гармонически изменяющегося сварочного тока $i = i(t, f)$ становится в пять раз меньше, чем ее максимальное значение, которое она принимает при том же входном воздействии на частоте $f_{\max k} = \arg \max_f A_k(f)$.

При дальнейшем же повышении частоты f амплитуда колебаний сварочного тока весьма быстро и асимптотически приближается к нулю (см. рис. 2).

Сравнение рабочих диапазонов показывает, что значение Δf_1 существенно меньше чем Δf_2 и составляет при данных параметрах всего лишь 8 Гц.

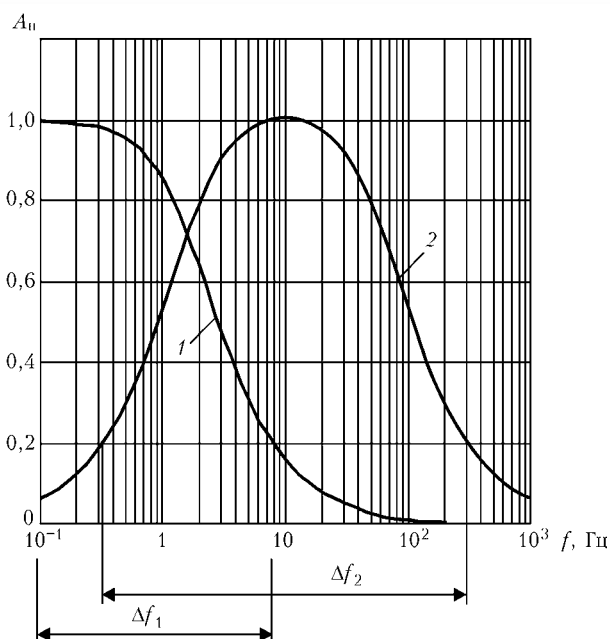


Рис. 2. Нормированные АЧХ: 1 – $A_{1n}(f)$; 2 – $A_{2n}(f)$ и $A_{3n}(f)$

Становится очевидным, что импульсная подача электродной проволоки с частотой, превышающей в нашем случае $f = 8$ Гц, является малоэффективной, поскольку вне рабочей полосы Δf_1 сварочный контур как фильтр низких частот будет «подавлять» импульсы сварочного тока.

Иначе обстоит дело в ситуации, когда импульсы формируются с помощью источника сварочного тока или путем периодического изменения расстояния между торцом токоподводящего мундштука и свободной поверхностью сварочной ванны. В этом случае рабочий диапазон частот достаточно широк и составляет на том же уровне 0,2 (см. рис. 2) $\Delta f_2 = 300$ Гц.

Из анализа частотных характеристик видно, что весьма жесткие ограничения, обусловленные динамическими свойствами контура, налагаются на частоту импульсов только при импульсной подаче электродной проволоки. В двух других рассмотренных случаях эти ограничения несущественны.

Результаты моделирования. С целью экспериментальной проверки степени влияния частотных свойств сварочного контура на параметры им-

пульсов сварочного тока выполнено моделирование его динамики на ЭВМ. Эксперимент проведен путем численного решения системы уравнений (1) для трех случаев: $u_s = \text{var}, H = \text{const}, v_e = \text{const}$; $H = \text{var}, u_s = \text{const}, v_e = \text{const}$; $v_e = \text{var}, H = \text{const}, u_s = \text{const}$. При этом использовали те же параметры сварочного контура, что и при расчете АЧХ. Входные воздействия задавали в виде следующих алгоритмов:

$$\begin{aligned} u_s &= 21(1 + z) \text{ [В]}; \\ H &= 17 - 3z \text{ [мм]}; \\ v_e &= 70(1 + z) \text{ [мм/с]}, \end{aligned}$$

где

$$z = \begin{cases} 1, & nT \leq t \leq nT + \tau, \\ 0, & nT + \tau < t < (n+1)T, \end{cases} \quad n = 0, 1, 2, 3, \dots ;$$

$T = 1/f_n$; f_n – частота следования импульсов; τ – их длительность.

Результаты моделирования при $f_n = 10$ и 30 Гц и $\tau = 0,01$ с представлены на рис. 3–5. Сравнение полученных результатов показало, что импульсы, сформированные с помощью модуляции выходного напряжения источника сварочного тока (рис. 3), имеют достаточно большую амплитуду, которая в пределах полосы пропускания мало изменяется с увеличением f_n . В меньшей степени это относится и к импульсам тока, вызванным вибрацией сварочной горелки (рис. 4). Что касается случая, когда импульсы сварочного тока возникают при импульсной подаче плавящегося электрода, то, как видно из рис. 5, амплитуда их незначительна, а сами импульсы имеют существенно искаженную форму.

Ясно, что вне полосы пропускания Δf_1 (см. рис. 2) импульсы сварочного тока подавляются сварочным контуром тем сильнее, чем выше их частота следования. Тогда вполне естественно ожидать существенного увеличения амплитуды импульсов в случае, если их частота будет выбрана внутри рабочего диапазона Δf_1 . Оказалось, что это не совсем так. На рис. 6, а представлен результат моделирования рассматриваемого процесса при $f_n = 2$ Гц. При сравнении рис. 6, а с рис. 5, а видно, что амплитуда импульсов увеличилась незначительно.

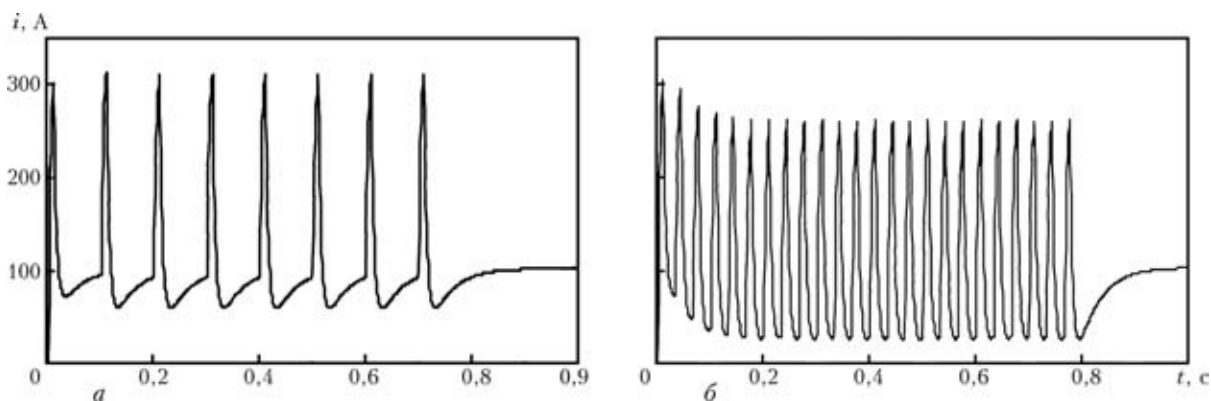


Рис. 3. Импульсы сварочного тока, сформированные с помощью модуляции выходного напряжения источника тока при $\tau = 0,01$ с: а – $f_n = 10$; б – 30 Гц

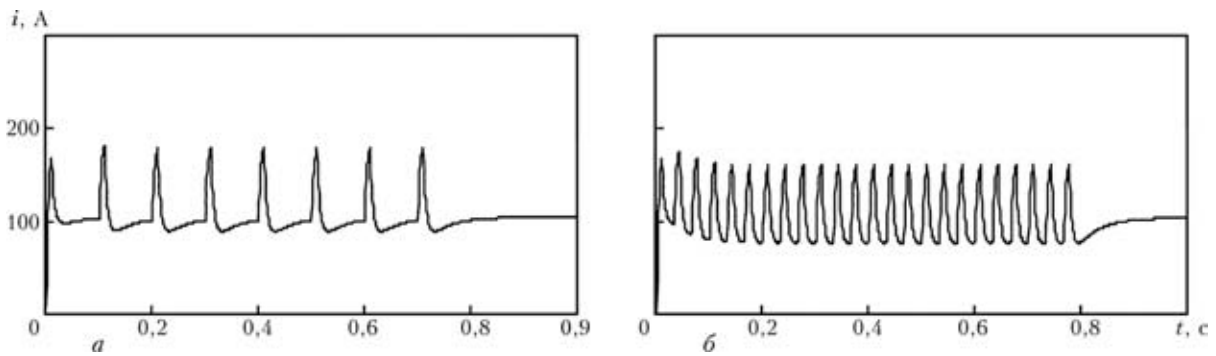


Рис. 4. Импульсы сварочного тока, вызванные вибрацией горелки (а, б — см. рис. 3)

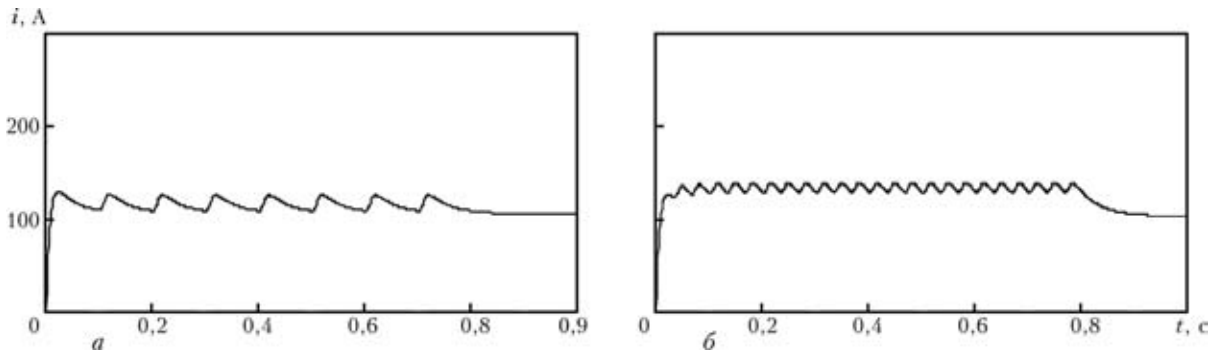


Рис. 5. Импульсы сварочного тока, возникающие при импульсной подаче плавящегося электрода (а, б — см. рис. 3)

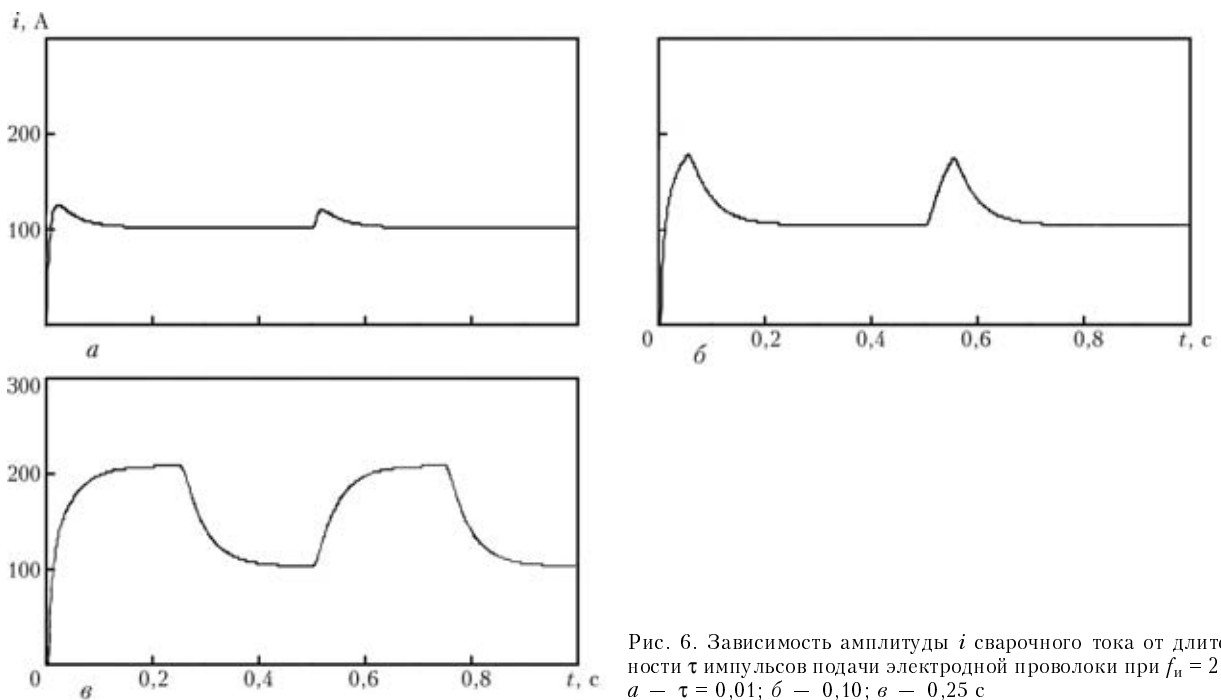


Рис. 6. Зависимость амплитуды i сварочного тока от длительности τ импульсов подачи электродной проволоки при $f_{\text{и}} = 2$ Гц: а — $\tau = 0,01$; б — $0,10$; в — $0,25$ с

Этот факт достаточно просто объяснить, если рассмотреть соотношение

$$\Delta l = -\Delta v \tau, \quad (4)$$

записанное на основании двух последних уравнений системы (1) после их дифференцирования при $H = \text{const}$ и перехода затем к конечным приращениям. Из (4) видно, что изменение длины дуги Δl пропорционально не только разности скоростей $\Delta v = v_e - v_m$, которая возникает при импульсной подаче электрода, но и произведению

этой разности на длительность импульса. При очень малых значениях τ достаточно малым, очевидно, будет и значение Δl . Следовательно, незначительной будет и амплитуда импульсов сварочного тока. Увеличение длительности импульсов при том же значении Δv должно привести к возрастанию амплитуды импульсов. Как раз этот эффект и наблюдается в результате моделирования (рис. 6, б).

При достаточно больших значениях τ , соизмеримых с постоянной времени сварочного контура T_s , разность Δv уже нельзя считать величиной



постоянной, как в случае малых значений τ . Из-за действия отрицательной обратной связи по скорости плавления электрода (известный эффект саморегулирования) значение Δv будет экспоненциально уменьшаться и за промежуток времени $\Delta t \approx \approx 3T_s$ станет практически равным нулю. При этом равным нулю, согласно (4), будет и значение ΔI , а амплитуда импульсов сварочного тока, начиная с данного момента времени, фактически перестает возрастать (рис. 6, в).

Исходя из этого становится ясным, что максимального значения амплитуда импульсов достигает при $\tau \approx 3T_s$ и скважности импульсов, равной 2, т. е. при $\tau = T/2 = 1/2f_{\text{н}}$. Следовательно, оптимальной частотой импульсной подачи электродной проволоки является

$$f_{\text{опт}} \approx 1/6T_s.$$

В результате проведенных исследований можно сделать вывод, что частотные свойства сварочного контура как динамической системы зависят не только от его параметров, но и от того, на какой из входов этой системы u_s , H или v поступают импульсные воздействия. В том случае, когда указанное воздействие задается путем модуляции выходного напряжения источника сварочного тока или периодического изменения расстояния H между торцом токоподводящего мундштука и свободной поверхностью сварочной ванны, диапазон значений рабочих частот достаточно широк (сотни герц). В случае же формирования импульсов сварочного тока за счет импульсной подачи электродной проволоки диапазон значений рабочих частот весьма ограничен (единицы герц).

1. Патон Б. Е., Поташевский А. Г., Подола Н. В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса // Автомат. сварка. — 1964. — № 1. — С. 1–6.
2. Лебедев В. К. Тенденции развития источников питания для дуговой сварки // Там же. — 1995. — № 5. — С. 3–6.
3. Лоос А. В., Лукутин А. В., Сараев Ю. Н. Источники питания для импульсных электротехнологических процессов. — Томск: Томск. политехн. ин-т, 1998. — 158 с.
4. Управление процессом дуговой сварки путем программирования скорости подачи электродной проволоки / Б. Е.

- Патон, Н. М. Воропай, В. Н. Бучинский и др. // Автомат. сварка. — 1977. — № 1. — С. 1–5.
5. Воропай Н. М., Савельев О. Н., Семергеев С. С. Электромагнитные механизмы импульсной подачи электродной проволоки // Там же. — 1980. — № 1. — С. 46–49.
6. Воропай Н. М. Параметры режимов и технологические возможности дуговой сварки с импульсной подачей электродной и присадочной проволоки // Там же. — 1996. — № 10. — С. 3–9.
7. Лебедев В. А., Мошкин В. Ф., Пичак В. Г. Новые механизмы для импульсной подачи электродной проволоки // Там же. — 1996. — № 5. — С. 39–44.
8. Анализ технических и технологических возможностей импульсной подачи электродной проволоки в процессах дуговой сварки и наплавки / Б. Е. Патон, В. А. Лебедев, В. Г. Пичак и др. // Свароч. пр-во. — 2002. — № 2. — С. 24–31.
9. Ushio M., Liu W., Mao W. An experimental investigation of dynamic behavior of arc sensor in GMA welding in short-circuit transfer mode // Trans. JWRI. — 1995. — 24, № 1. — P. 25–31.
10. Mao W., Sadek A. A., Ushio M. Measurement of dynamic characteristics of arc sensor in GMA welding in dip transfer mode // Ibid. — 1997. — 26, № 1. — P. 9–19.
11. Патон Б. Е., Шейко П. П. Автоматическое управление процессом импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом // Автомат. сварка. — 1967. — № 1. — С. 3–8.
12. Патон Б. Е., Лебедев А. В. Управление плавлением и переносом металла при сварке в углекислом газе // Там же. — 1988. — № 11. — С. 15–18.
13. Сараев Ю. Н. Адаптивные импульсно-дуговые методы механизированной сварки при строительстве магистральных трубопроводов // Свароч. пр-во. — 2002. — № 1. — С. 4–11.
14. Стабилизация процесса импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом / Б. Е. Патон, П. П. Шейко, А. М. Жерносеков, Ю. А. Шимановский // Автомат. сварка. — 2003. — № 8. — С. 3–6.
15. Дюргеров Н. Г., Сагиров Д. Х. Определение свойств дуги при импульсных процессах // Свароч. пр-во. — 2004. — № 4. — С. 14–18.
16. Шейко П. П., Жерносеков А. М., Шимановский Ю. О. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с автоматической стабилизацией параметров режимов // Автомат. сварка. — 2004. — № 1. — С. 8–11.
17. Цыбульский Г. А. Построение математических моделей в задачах адаптивного управления дуговой сваркой // Там же. — 1994. — № 1. — С. 24–27.
18. Цыбульский Г. А. К вопросу об устойчивости процесса дуговой сварки плавящимся электродом // Там же. — 2002. — № 5. — С. 17–19.
19. Первозванский А. А. Курс теории автоматического управления. — М.: Наука, 1986. — 616 с.
20. Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. — М.: Машиностроение, 1989. — 264 с.
21. Цыбульский Г. А. О влиянии флуктуаций электрического поля в столбе дуги на устойчивость процесса дуговой сварки // Автомат. сварка. — 2002. — № 6. — С. 44–45.

Results of analysis and modelling of frequency characteristics of welding circuit in pulsed welding processes are given. Three different approaches to implementation of these processes are considered: through modulation of output voltage of the welding current source, exciting torch vibrations and pulsed feeding of electrode wire. It is shown that the operational range of welding current pulses strongly depends upon the approach employed.

Поступила в редакцию 08.12.2004



ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В КОРПУСАХ РЕАКТОРОВ ВВЭР ПОСЛЕ МНОГОПРОХОДНОЙ СВАРКИ, НАПЛАВКИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА*

Б. З. МАРГОЛИН, д-р физ.-мат. наук, **А. Я. ВАРОВИН**, **В. И. КОСТЫЛЕВ**, кандидаты техн. наук
(ЦНИИ конструкционных материалов «Прометей», г. Санкт-Петербург, РФ)

Расчеты остаточных напряжений, которые возникают после сварки, наплавки и отпуска, выполнены применительно к корпусам реакторов типа ВВЭР. Процедура расчета основана на решениях температурной и неизотермической упругопластической задач методом конечных элементов. При решении деформационной задачи учтены α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращения и ползучесть. Проведенные исследования показали, что α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращение оказывает влияние на распределение остаточных напряжений в зависимости от условий, при которых этот эффект может быть значительным и при которых им можно пренебречь.

Ключевые слова: дуговая сварка, наплавка, отпуск, ядерный реактор, остаточные напряжения, охрупчивание, релаксация напряжений, расчет

Во многих исследованиях, посвященных оценке прочности корпусов реакторов [1–7], отмечается, что в расчетах должны быть учтены остаточные напряжения, вызванные сваркой и наплавкой. Анализ влияния остаточных напряжений на сопротивление корпусов хрупкому разрушению, выполненный исследователями различных стран, лежит в основе специального руководства МАГАТЭ [8], в котором оговорена необходимость учета остаточных сварочных напряжений.

Тем не менее, до сих пор в расчетах уровень остаточных напряжений и характер их распределения принимают достаточно произвольно и без учета их зависимости от особенностей технологии сварки, наплавки и отпуска. Например, для кольцевых швов принимают, что распределение как окружных, так и осевых остаточных напряжений можно описывать одним и тем же выражением вида

$$\sigma^{\text{res}}(x) = \sigma_{\text{max}}^{\text{res}} \cos\left(\frac{2\pi x}{S}\right) \quad (1)$$

где S — толщина стенки корпуса; x — координата по радиусу оболочки; $\sigma_{\text{max}}^{\text{res}}$ имеет постоянные значения без учета вариаций температуры и продолжительности отпуска. Кроме того, распределение остаточных напряжений, вызванных наплавкой, обычно принимают следующим: в наплавке они приближаются к пределу текучести, а в ЗТВ и основном металле — к нулю.

В данной работе приведены результаты расчетов остаточных напряжений, вызванных сваркой, на-

плавкой и послесварочным отпуском, для корпусов ВВЭР-440/230 (реакторы без антикоррозионной наплавки), ВВЭР-440/213 и ВВЭР-1000 (реакторы с наплавкой). Исследования выполнены для кольцевых швов, находящихся в активной зоне корпуса (швы № 4), где поток нейтронов максимален и происходит более сильное охрупчивание материала по сравнению с другими частями корпуса. Следовательно, с точки зрения хрупкого разрушения эта зона является самой слабой, и здесь наиболее существенно проявляется влияние остаточных напряжений.

Процедура расчета основана на решении температурной и неизотермической упругопластической (для сварки и наплавки) и упруговязкопластической (для послесварочного отпуска) задач методом конечных элементов (МКЭ) [9–11].

Особенности алгоритма решения деформационной задачи. Основные уравнения для решения деформационной задачи базируются на теории течения [9–11]. Приведем только те зависимости, которые обеспечивают учет ползучести и структурных превращений.

Формулировка условия текучести с учетом и без учета ползучести. Остаточные напряжения, возникающие в процессе сварки и наплавки, определяли путем решения неизотермической упругопластической задачи с использованием модели Прандтля (идеальное упругопластическое тело) и условия текучести Мизеса в следующем виде:

$$\sigma_{\text{eq}} = \Phi(T), \quad (2)$$

где $\Phi(T) \equiv \sigma_y(T)$ — функция, описывающая поверхность; σ_y — предел текучести.

Для оценки перераспределения остаточных напряжений при послесварочном отпуске упругопластическую задачу решали с учетом ползучести. Ее решение выполнено как решение упругопластической задачи с использованием модели изотропного упрочнения. При этом принято, что кривые деформация–напряжение зависят от пара-

* По материалам доклада, заслушанного на Второй международной конференции «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах». — Кацивели, Крым, 13–17 сент. 2004.



метра Оджквиста $\kappa = \int d\xi_{\text{eq}}^p (d\varepsilon_{\text{eq}}^p - \text{интенсивность приращения пластических деформаций})$, скорости интенсивности приращения пластических деформаций ξ_{eq}^p и температуры T , а условие текучести сформулировано как

$$\sigma_{\text{eq}} = \Phi(\kappa, \xi_{\text{eq}}^p, T), \quad (3)$$

где $\Phi(\kappa, \xi_{\text{eq}}^p, T)$ — функция, описывающая поверхность текучести.

Определение $\Phi(\kappa, \xi_{\text{eq}}^p)$ для данной температуры выполнено на базе экспериментальных данных о релаксации напряжений [10]. Согласно [12, 13] релаксация напряжений при некоторой температуре T может быть описана уравнением

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \exp(-k\tau^p), \quad (4)$$

где σ — текущее напряжение в момент времени τ ; σ_0 — начальное значение напряжения при $\tau = 0$; k, p — константы материала.

При релаксации напряжений справедливо условие $\varepsilon^c + \varepsilon^e = \text{const}$ (ε^c — деформация ползучести; ε^e — упругая деформация). Используя это условие и уравнение (4), получаем

$$\xi^c = \frac{kp}{E} \sigma \tau^{p-1}, \quad (5)$$

где ξ^c — скорость деформаций ползучести; E — модуль упругости. Приняв во внимание, что при одноосном нагружении $\varepsilon_{\text{eq}}^c = \frac{2(1+\mu)}{3} \varepsilon^c$, $\varepsilon_{\text{eq}}^c = \kappa$ и $\sigma_{\text{eq}} = \sigma$, из уравнений (4) и (5) получим

$$\xi_{\text{eq}}^c = \frac{2(1+\mu)}{3E} kp \sigma_{\text{eq}} \left[\frac{1}{k} \ln \left(1 + \frac{3E\kappa}{2(1+\mu)\sigma_{\text{eq}}} \right) \right]^{p-1}, \quad (6)$$

где μ — коэффициент Пуассона.

Уравнение (6) можно представить в компактной форме $\sigma_{\text{eq}} = \varphi(\kappa, \xi_{\text{eq}}^c)$ при $\sigma_{\text{eq}} < \sigma_y$.

В общем случае для модели идеального упругопластического тела ползучесть можно рассматривать следующим образом:

$$\Phi(\kappa, \sigma_{\text{eq}}^p) = \begin{cases} \varphi(\kappa, \xi_{\text{eq}}^c), & \text{если } \sigma_{\text{eq}} < \sigma_y; \\ \sigma_y, & \text{если } \sigma_{\text{eq}} \geq \sigma_y. \end{cases} \quad (7)$$

Схематизация механических и теплофизических свойств с учетом α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращения. Известно, что γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращение может существенно влиять на остаточные напряжения, причем влияние тем больше, чем ниже температура превращения при охлаждении [9, 14]. Для сталей низкой прочности γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращение происходит в интервале 600...800 °С, и в этом случае его воздействием можно пренебречь. Для корпусных сталей в зависимости от скорости охлаждения температура начала и конца γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращения изменяется соответственно в пределах от 450...550 до 260...360 °С. Сварка кор-

пусных реакторных сталей выполняется с предварительным подогревом, что снижает скорость охлаждения, и γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращение в этом случае происходит в температурном интервале 450...350 °С. При таких температурах γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращение может оказывать влияние на остаточные напряжения.

Остаточные напряжения, создаваемые в данной конструкции на данном режиме сварки, определяются свойствами материала, которые зависят не только от химического состава, но и от его структурного состояния. Последнее в процессе термического цикла может изменяться. Следовательно, в разные моменты времени для описания поведения данного материала следует использовать разные комбинации свойств. С точки зрения влияния α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращения на остаточные напряжения наиболее важным является учет изменения характера зависимостей $\sigma_y(T)$ и $\varepsilon^T(T)$ (ε^T — температурная деформация) при изменении структурного состояния материала.

Если в термическом цикле $T_{\text{max}} > T_{A_{c1}}$, то в материале будет происходить α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращение. Заметим, что скорости охлаждения при сварке весьма велики, следовательно, нужно учитывать два обстоятельства. Во-первых, при охлаждении существенно изменяется интервал γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращения и зависимость $\varepsilon^T(T)$. Во-вторых, при закалке материала значительно изменяется зависимость $\sigma_y(T)$. В последующем термическом цикле при достижении определенной температуры нагрева закаленного материала происходит распад пересыщенного раствора углерода в α -Fe и распад остаточного аустенита. Соответственно изменяется удельный объем материала, т. е. зависимость $\varepsilon^T(T)$. Затем при более высоких температурах происходит рост и коагуляция карбидов. Эти явления сопровождаются разупрочнением материала, т. е. изменением зависимости $\sigma_y(T)$.

Нами описан алгоритм расчета остаточных напряжений с учетом изменений $\sigma_y(T)$ и $\varepsilon^T(T)$, которые вызваны α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращением. На рис. 1 приведены три варианта зависимости свойств материала от температуры: в отпущенном и закаленном состоянии и при быстром охлаждении из аустенитного состояния.

Принято, что при нагреве закаленного материала (кривая 3) скачкообразное изменение удельного объема происходит при $T = T_1$, а разупрочнение — при $T = T_{\text{tem}}$. Соответственно, если закаленный материал будет нагрет до $T \geq T_1$, то в дальнейшем как при нагреве, так и при охлаждении $\varepsilon^T(T)$ будет отвечать поведению отпущенного материала. Аналогично после нагрева закаленного материала до $T \geq T_{\text{tem}}$ $\sigma_y(T)$ будет отвечать отпущенному состоянию. Кривые 1 и 3 на рисунке для $\varepsilon^T(T)$ совпадают при $T \geq T_1$, а для $\sigma_y(T)$ — при $T \geq T_{\text{tem}}$. Таким образом, кривые 3 отвечают зависимостям $\varepsilon^T(T)$ и $\sigma_y(T)$ для исходно закаленного материала во всем температурном интервале. Тепловые расчеты показали, что к началу следующего прохода материал в зоне предыдущего



прохода успевает охладиться до температур, близких к температуре предварительного подогрева, т. е. до $T < T_1$. Следовательно, следующий валик наплавляется на материал, находящийся либо в закаленном (кривые 3), либо в отпущенном состоянии (кривые 1). Поэтому можно не рассматривать достаточно сложную ситуацию, когда повторный нагрев начинается с момента охлаждения в предыдущем цикле до $T_1 < T < T_4$. С учетом отмеченного предлагается следующая схема состояния материала в текущем термическом цикле.

1. Исходное состояние материала — отпущенное:

- этап нагрева до $T = T_{\max}$: для $\sigma_y(T)$ и $\epsilon^T(T)$ используются кривые 1;
- этап охлаждения от $T = T_{\max}$: для σ_y и ϵ^T при $T_{\max} \leq T_4$ используются кривые 1, при $T_{\max} > T_4$ — кривые 2.

2. Состояние материала после предыдущего термического цикла — закаленное:

- этап нагрева до $T = T_{\max}$: для σ_y и ϵ^T при $T < T_1$ используются кривые 3, при $T > T_{\text{тем}}$ — кривые 1; при $T_1 < T < T_{\text{тем}}$ для ϵ^T используется кривая 1, для σ_y — кривая 3;
- этап охлаждения от $T = T_{\max}$: для σ_y и ϵ^T при $T_{\max} < T_4$ используются кривые 1 или 3,

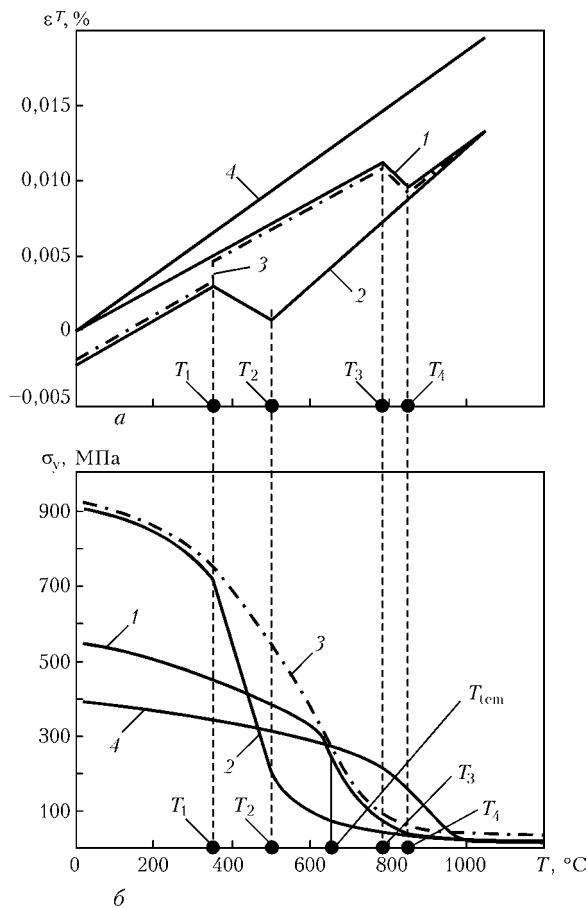


Рис. 1. Зависимость температурной деформации (а) и предела текучести (б) от температуры нагрева и охлаждения для основного металла и металла шва (1-3) и аустенитной наплавки (4): T_1, T_2 — соответственно температура конца и начала $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ -превращения при охлаждении; T_3, T_4 — температуры начала и конца $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ -превращения при нагреве; $T_{\text{тем}}$ — температура, близкая к температуре отпуска

т. е. кривые, которые отвечают состоянию при $T = T_{\max}$, при $T_{\max} > T_4$ — кривые 2.

Используя этот алгоритм, можно проследить изменение состояния и свойств материала в каждой точке в течение последовательных термических циклов при многопроходной сварке.

Следует отметить, что кривые 1 слабо зависят от скорости нагрева, а кривые 2 могут сильно зависеть от скорости охлаждения. Скорость охлаждения материала ЗТВ находится в пределах $3 \dots 6 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, и согласно результатам экспериментальных исследований при таких скоростях различие между кривыми $\epsilon^T(T)$ для сталей 15X2МФА и 15X2НМФА (основной металл для корпусов реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 соответственно) совсем незначительное. Например, разность значений T_2 тут не превышает $30 \text{ } ^\circ\text{C}$, так что температурный интервал $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ -превращения для этих сталей фактически один и тот же. С учетом этого в расчетах было принято, что стали 15X2НФА и 15X2МФА и их сварные швы имеют идентичные зависимости $\epsilon^T(T)$. Разница в пределе текучести σ_y этих материалов не превышает 10 %, поэтому могут быть приняты одинаковые зависимости для $\sigma_y(T)$. Аустенитный материал наплавки не подвержен $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ -превращению, следовательно, для него зависимости $\sigma_y(T)$ и $\epsilon^T(T)$ при нагреве и охлаждении совпадают.

Другие характеристики, необходимые для решения тепловой задачи (температурной зависимости удельной теплопроводности и удельной теплоемкости) и деформационной задачи (температурной зависимости модуля Юнга), приведены в работе [10].

Расчет полей остаточных напряжений. Объект исследования. На рис. 2 показана расчетная схема части корпуса реактора в зоне кольцевого сварного шва и последовательность проходов при сварке и наплавке (для ВВЭР-440/230 выполнение наплавки в расчете не рассматривали). Геометрия разделки кромок под сварку показана на рис. 3. Был принят следующий размер корпусов: для ВВЭР-440/230 и ВВЭР-440/213 $R_1 = 1770 \text{ мм}$, $R_2 = 1920 \text{ мм}$; для ВВЭР-1000 $R_1 = 2070 \text{ мм}$, $R_2 = 2270 \text{ мм}$. Во избежание краевого эффекта высоту цилиндра L принимали равной $2\sqrt{R_2 S}$.

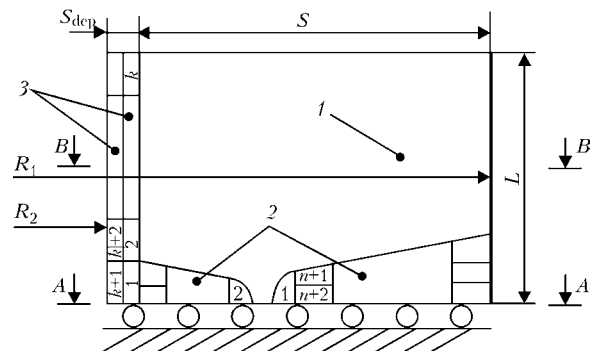


Рис. 2. Расчетная схема части корпуса реактора в зоне кольцевого сварного шва № 4 и схема заполнения разделки: 1 — основной металл; 2 — металл шва; 3 — металл наплавки; n — номер прохода для сварки; k — номер прохода для наплавки (остальные обозначения см. в тексте)

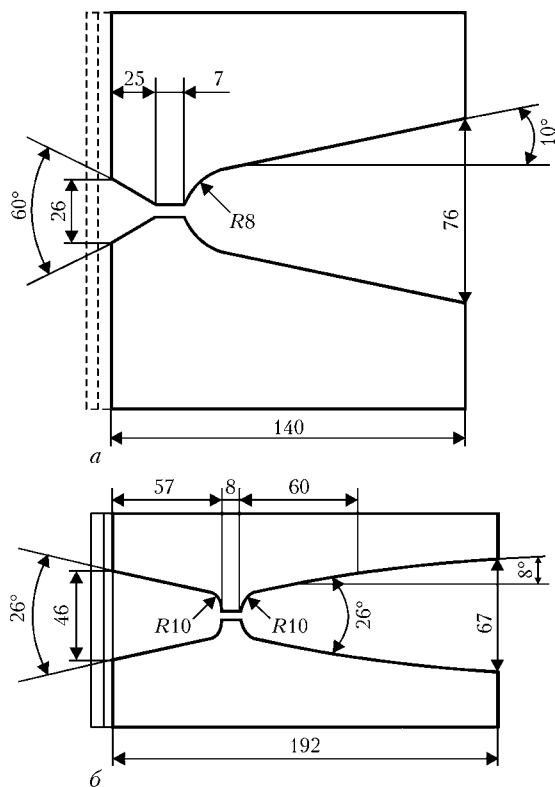


Рис. 3. Геометрия разделки кромок под сварку шва № 4 для ВВЭР-440 (а) и ВВЭР-1000 (б)

Сварку и наплавку корпусов выполняли с предварительным подогревом, температура которого для ВВЭР-440 составляла 200 °С перед сваркой и 150 °С перед наплавкой и соответственно 150 и 100 °С для ВВЭР-1000. После сварки и наплавки выполняли отпуск: для ВВЭР-440 $T_{\text{отп}} = 670$ °С, для ВВЭР-1000 $T_{\text{отп}} = 650$ °С. Продолжительность отпуска изменилась в пределах 10...50 ч.

Процедура расчета. Моделирование каждого прохода при сварке и наплавке выполняли путем разделения всего процесса на малые по времени шаги ($\tau - \Delta\tau$, τ), решения тепловой задачи и определения поля температур на каждом шаге [10]. Зная поля температур в начале и конце шага ($\tau - \Delta T$, τ), можно определить поле температурных деформаций $\Delta\epsilon^T$, которое является исходной информацией для решения упругопластической задачи для шага времени ($\tau - \Delta\tau$, τ).

Моделирование послесварочного отпуска выполняли следующим образом. Входными данными для решения упругопластической задачи с учетом ползучести служили поля остаточных пластических деформаций после сварки и наплавки. В этой задаче неупругую деформацию в основном металле и металле шва рассматривали как мгновенную пластическую деформацию и/или деформацию ползучести, а неупругую деформацию в металле наплавки — только как мгновенную пластическую деформацию. Все расчеты выполняли в осесимметричной постановке. Параметры ползучести согласно (4) и [10] принимались $k = 0,90$, $p = 0,16$ для $T = 650$ °С и $k = 1,18$, $p = 0,14$ для $T = 670$ °С.

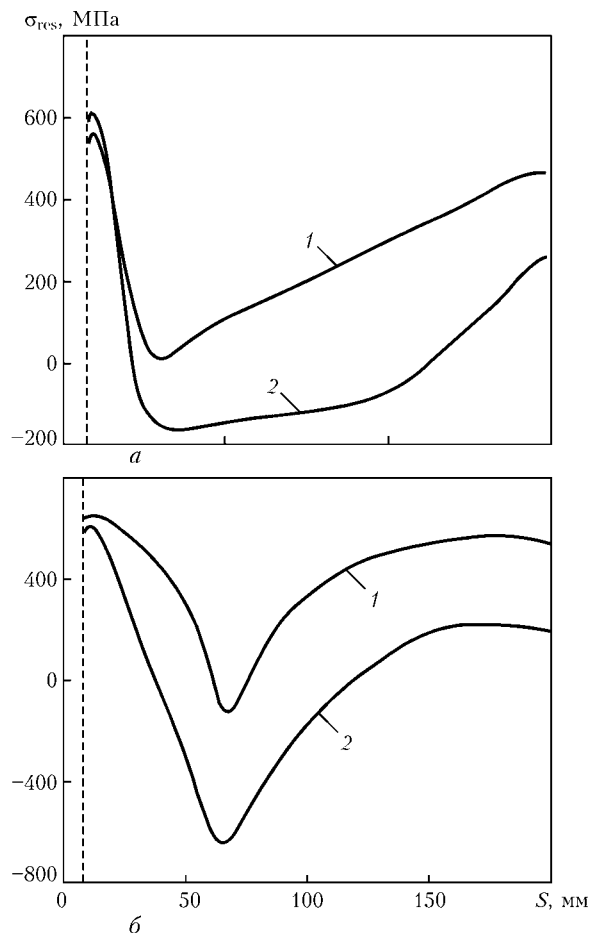


Рис. 4. Распределение остаточных окружных (1) и осевых (2) напряжений в сечении А-А (см. рис. 2) после сварки шва № 4 для ВВЭР-440/213, ВВЭР-440/230 (а) и ВВЭР-1000 (б)

Результаты расчетов. Как видно из приведенных результатов, распределение окружных и осевых напряжений в металле шва носит неравномерный характер, вплоть до перемены знака (рис. 4–7). После сварки максимальные растягивающие напряжения создаются в шве вблизи внутренней и внешней поверхности корпуса; максимальные сжимающие напряжения — в зоне корня шва; значения остаточных напряжений достигают предела текучести. После наплавки и отпуска максимальные значения растягивающих напряжений в металле шва и основном металле распределяются в зоне перехода к наплавке, окружные остаточные напряжения во всех зонах находятся на уровне осевых. Максимальные растягивающие напряжения действуют на внутренней и внешней поверхности корпуса без наплавки (ВВЭР-440/230).

После отпуска происходит значительная релаксация растягивающих напряжений в металле шва и основном металле; растягивающие напряжения в наплавке почти не изменяются и остаются близкими к пределу текучести во всем сечении по толщине; максимальные растягивающие напряжения в шве и основном металле в значительной степени определяются как температурой, так и продолжительностью отпуска (рис. 8). Различное распределение остаточных напряжений по сечению

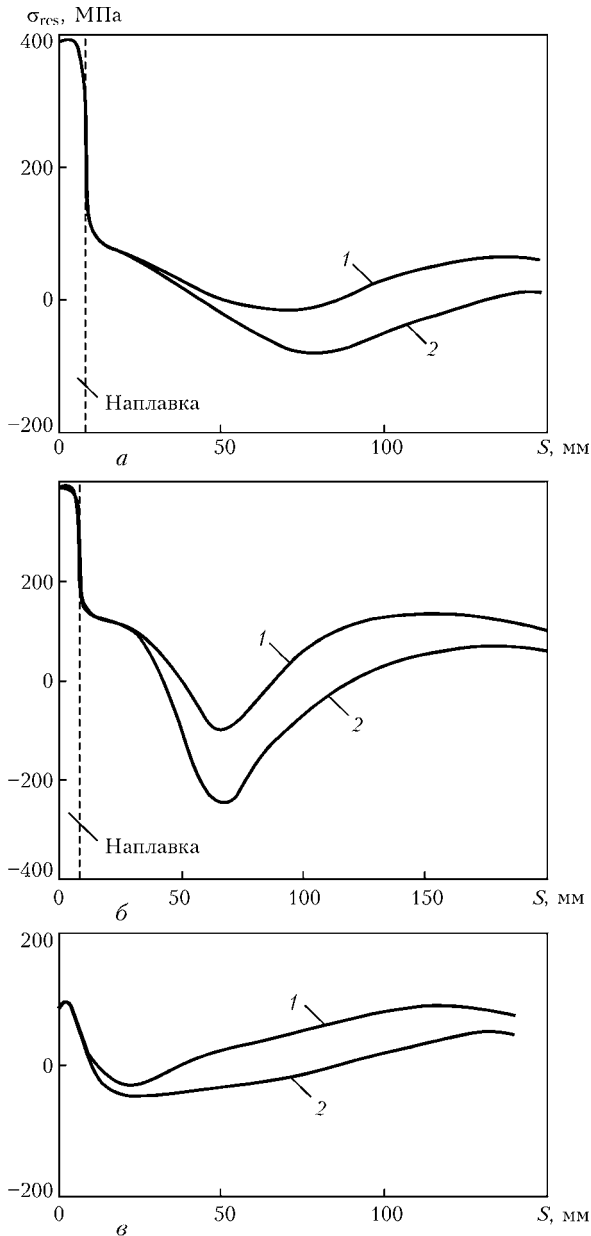


Рис. 5. Распределение остаточных окружных (1) и осевых (2) напряжений в сечении А-А (см. рис. 2) после сварки шва № 4, наплавки и отпуска (10 ч) для ВВЭР-440/213 (а), ВВЭР-1000 (б) и после сварки шва № 4 и отпуска (10 ч) для ВВЭР-440/230 (в)

стенки обусловлено такими факторами, как разная форма шва № 4 для ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, наличие наплавки для ВВЭР-440/213 и ВВЭР-1000 и ее отсутствие для ВВЭР-440/230, разные температуры отпуска для ВВЭР-440 и ВВЭР-1000.

Итак, распределение осевых и окружных остаточных напряжений в сечении сварных швов не может быть описано выражением (1). Оценка безопасности корпусов по критерию хрупкого разрушения выполняется для постулируемых дефектов глубиной не более 1/4 толщины стенки корпуса. Следовательно, достаточно аппроксимировать полученное распределение остаточных напряжений для различных корпусов типа ВВЭР в пределах 1/4 толщины стенки [15]. Для описания осевых и окружных остаточных напряжений в сечении сварного шва А-А для корпусов

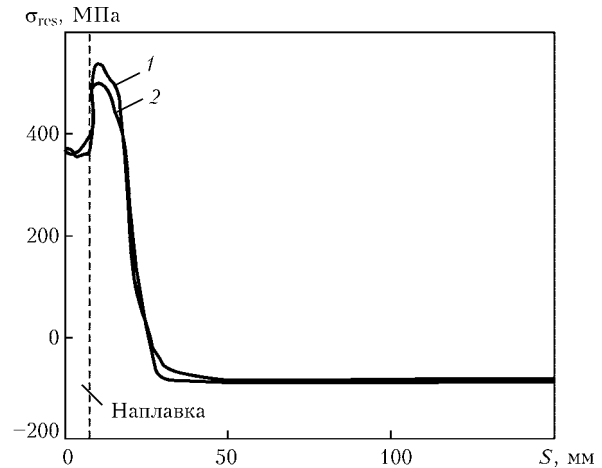


Рис. 6. Распределение остаточных окружных (1) и осевых (2) напряжений после наплавки в сечении В-В (см. рис. 2) вне зоны шва № 4 для ВВЭР-440/213

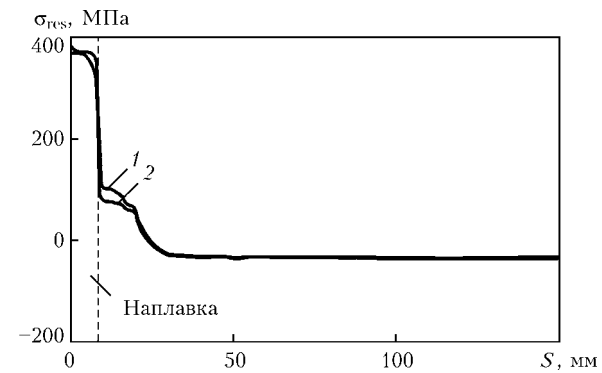


Рис. 7. Распределение остаточных окружных (1) и осевых (2) напряжений после наплавки в сечении В-В (см. рис. 2) вне зоны шва № 4 и отпуска в течение 10 ч для ВВЭР-440/213

с наплавкой (ВВЭР-440/213 и ВВЭР-1000) предлагаются следующие зависимости:

$$\begin{cases} \sigma^{res}(x) = \sigma_{cl}^{res} \text{ при } x < S_{dep}, \\ \sigma^{res}(x) = \sigma_{max}^{res} (a_0 + a_1 \hat{x} + a_2 \hat{x}^2 + a_3 \hat{x}^3 + a_4 \hat{x}^4) \text{ при } S_{dep} \leq x \leq 0,25S, \end{cases} \quad (8)$$

где $\hat{x} = x - S_{dep}$; x — координата по толщине стенки корпуса, начиная от его внутренней поверхности, мм; S_{dep} — толщина наплавки; S — толщина стенки корпуса.

Величины напряжений σ_{cl}^{res} и σ_{max}^{res} , используемые в (8), показаны на рис. 8 как функции температуры и продолжительности отпуска. Коэффициенты a_i в (8) приведены в таблице. Для описания распределения остаточных напряжений, вызванных наплавкой в стенке корпуса вне сварного шва, можно использовать результаты, приведенные в работе [10]:

$$\begin{cases} \text{при } t(x) \leq S_{dep} & \sigma^{res}(x) = \sigma_{cl}^{res}, \\ \text{при } S_{dep} \leq x \leq 2,5S & \sigma^{res}(x) = \sigma_{max}^{res}, \\ \text{при } t(x) > 2,5S_{dep}, & \\ \sigma^{res}(x) = \sigma_{max}^{res} - 2\sigma_{max}^{res} (x - 2,5S_{dep})/S_{dep}, & \text{если } \sigma^{res}(x) > \sigma_{com}, \\ \sigma^{res}(x) = \sigma_{com}, & \text{если } \sigma^{res}(x) \leq \sigma_{com}, \end{cases} \quad (9)$$

где σ_{com} — однородное сжимающее напряжение, определяемое из уравнений равновесия.

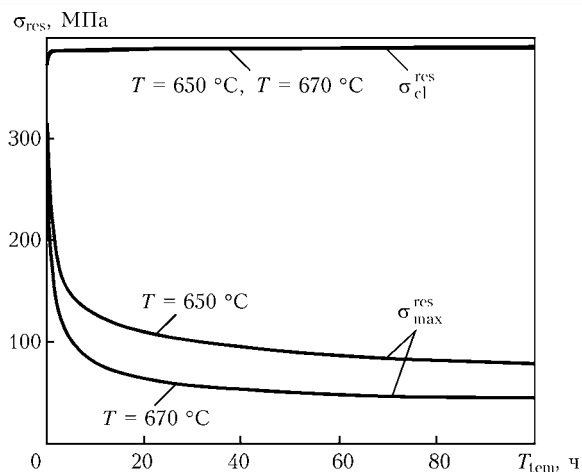


Рис. 8. Зависимость остаточных напряжений от продолжительности и температуры отпуска

Для описания распределения осевых и окружных остаточных напряжений в сварном шве в сечении А-А для корпусов без наплавки (ВВЭР-440/230) предложена следующая зависимость:

$$\sigma^{\text{res}}(x) = \sigma_{\text{max}}^{\text{res}}(a_0 + a_1x + a_2x^2 + a_3x^3 + a_4x^4) \quad (10)$$

при $0 \leq x \leq 0,25S$.

Коэффициенты a_i в (10) также даны в таблице.

Анализ влияния γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращения на остаточные напряжения. γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращение происходит при термическом цикле от $T_{\text{max}} > T_4$ и сопровождается увеличением объема при низких температурах, поэтому остаточные напряжения оказываются низкими ($\cong 0,2\sigma_y$).

Как следует из рис. 1, после сварки остаточные напряжения в шве (в зоне последних проходов) близки к пределу текучести материала в отпущенном состоянии. Это указывает на незначительное влияние γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращения на остаточные напряжения, что можно объяснить следующим образом. При многопроходной сварке каждая точка шва подвергается неоднократному воздействию термических циклов. По мере удаления очередного прохода от рассматриваемой точки максимальная температура очередного термического цикла в данной точке снижается, следовательно, после термического цикла от $T_{\text{max}} > T_4$ (см. рис. 1) найдется термический цикл, в котором $T_{\text{max}} \leq T_3$. В термическом цикле от $T_{\text{max}} \leq T_3$ γ -Fe \rightarrow α -Fe-превращение отсутствует, а максимальная температура достаточно высока, чтобы создать на стадии нагрева большие пластические деформации сжатия, поэтому при охлаждении

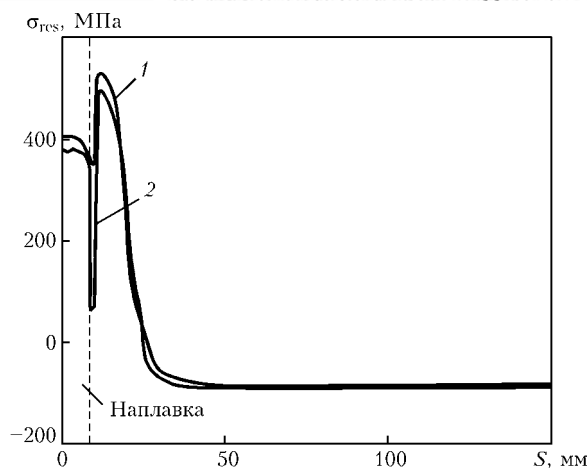


Рис. 9. Распределение остаточных окружных (1) и осевых (2) напряжений после наплавки в сечении В-В (см. рис. 2) вне зоны шва № 4 для ВВЭР-440/213

сформируются остаточные растягивающие напряжения, близкие к пределу текучести.

Другими словами, при выполнении сварного шва область, где проявится влияние α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращения, практически ограничена последними проходами.

В корпусах с наплавкой вблизи внутренней поверхности остаточные напряжения фактически будут созданы заново при выполнении наплавки и, таким образом, α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращение при сварке корпусов не окажет значительного влияния на уровень и характер распределения остаточных напряжений в шве. Однако при малом количестве проходов, в частности, при выполнении наплавки, может сложиться иная ситуация. В качестве примера рассмотрим три случая.

Случай 1. При нанесении второго слоя наплавки T_{max} в ЗТВ достаточно велика, но ниже T_3 . Такая ситуация практически реализуется при номинальной толщине первого слоя и выполнении второго слоя на номинальных режимах. Остаточные напряжения для этого случая показаны на рис. 6 и 7.

Случай 2. При выполнении второго слоя в тех областях ЗТВ, где $T_{\text{max}} > T_4$, остаточные напряжения будут низкими. Такая ситуация может иметь место, если второй слой наплавляется с повышенным тепловложением или на участках с заниженной толщиной первого слоя. Остаточные напряжения для этого случая показаны на рис. 9 и 10. Моделирование этих случаев выполнялось посредством задания во втором проходе повышенного тепловложения.

Значения коэффициентов a_i для расчета остаточных осевых σ_{zz}^{res} и окружных $\sigma_{\theta\theta}^{\text{res}}$ напряжений (МПа) по уравнениям (8) и (10)

Коэффициент a_i	ВВЭР-440/213		ВВЭР-440/230		ВВЭР-1000	
	$\sigma_{zz}^{\text{res}} \cdot 10^{-6}$	$\sigma_{\theta\theta}^{\text{res}} \cdot 10^{-6}$	$\sigma_{zz}^{\text{res}} \cdot 10^{-6}$	$\sigma_{\theta\theta}^{\text{res}} \cdot 10^{-6}$	$\sigma_{zz}^{\text{res}} \cdot 10^{-6}$	$\sigma_{\theta\theta}^{\text{res}} \cdot 10^{-6}$
a_0	1	1	1	1	1	1
a_1	+9225	-1650	-11087	+1321	-11962	-1831
a_2	-1775	-1062	-8637	-14162	+2431	+196
a_3	+23,7	+16,7	+368,1	+672,1	-133	-29,2
a_4	-0,084	-0,065	-4,2	-8,7	+1,37	+0,29

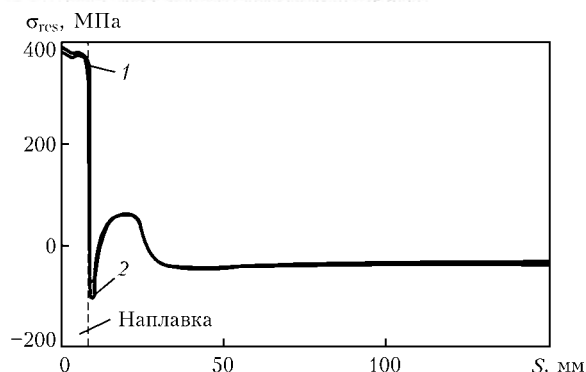


Рис. 10. Распределение остаточных окружных (1) и осевых (2) напряжений вне зоны шва № 4 в сечении В-В (см. рис. 2) после наплавки и отпуска в течение 10 ч для ВВЭР-440/213

Случай 3. При выполнении второго слоя имеют место низкие температуры ЗТВ ($T_{\max} < 300$ °С). Такая ситуация может сложиться, если второй слой наплавляется при пониженном тепловложении или на участках с завышенной толщиной первого слоя. В этом случае на стадии нагрева в ЗТВ не возникают пластические деформации укорочения и остаточные напряжения остаются такими же, как после первого прохода, и близкими к напряжениям для случая 2.

Для получения консервативной оценки сопротивления корпуса хрупкому разрушению следует использовать остаточные напряжения, которые отвечают первому случаю.

Выводы

1. Предложена процедура расчета остаточных напряжений и деформаций, которая учитывает α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращение и формирование напряжений и деформаций после сварки и наплавки, а также процессы релаксации напряжений в процессе послесварочного отпуска.

2. На основе предложенной процедуры выполнены расчеты, которые позволили проанализировать остаточные напряжения после сварки, наплавки и отпуска для корпуса реактора типа ВВЭР.

3. Показано, что при многопроходной сварке влияние α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращения на остаточные напряжения в сварном шве незначительно, но при малом количестве проходов, например, при выполнении наплавки, α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-превращение может существенно повлиять на распределение остаточных напряжений. Так, если в ЗТВ $T_{\max} > T_4$ при каждом проходе, то α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-прев-

ращение оказывает влияние на остаточные напряжения, а если на последнем проходе $T_{\max} < T_3$, то влияние на остаточные напряжения практически отсутствует.

4. Результаты численных расчетов распределения остаточных напряжений представлены в аналитическом виде. Полученные зависимости можно использовать для консервативной оценки прочности корпусов реакторов, так как они дают верхний предел остаточных сварочных напряжений.

1. Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Леонов В. П. Сварные сосуды высокого давления: прочность и долговечность. — Л.: Машиностроение, 1982.
2. Sauter A. Influence of cladding on linear elastic RPV-analysis during loss of coolant accident // Nucl. Eng. Des. — 1983. — N 78. — P. 347–358.
3. Smith E. The restraining effect of austenitic cladding on the extension of a three-dimensional crack into the wall of a water-cooled nuclear reactor pressure vessels during a hypothetical overcooling accident // Ibid. — 1984. — N 78. — P. 79–84.
4. Baumjohann F. Calculation thermoplastic stresses of a reactor pressure vessel with cladding from stress-relief annealing up to a thermal shock // Ibid. — 1986. — N 96. — P. 323–335.
5. Faure F., Leggatt R. H. Residual stresses in austenitic stainless steel primary coolant pipes and welds of pressurized water reactor // Int. J. Pres. Ves. Piping. — 1996. — N 65. — P. 265–275.
6. Ferril D. A. et al. Measurements of residual stresses in a heavy weldment // Welding Res. — 1966. — P. 504–514.
7. Keim E., Schopper A., Hertlein R. Application of a deterministic procedure for life management of reactor pressure vessels of Western and Eastern type of reactors under pressurized thermal shock loading // Proc. of 7th Intern. conf. on material issues in design, manufacturing and operation of nuclear power plants equipment, St.-Petersburg, June 17–21, 2002. — Vol. 1. — P. 118–130.
8. Guidance on the reactor pressure vessel PTS assessment for WWER nuclear power plants: WWER-SC-157. — Int. Atomic Energy Agency, 1996.
9. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. — СПб: Политехника, 1993.
10. Kostylev V. I., Margolin B. Z. Determination of residual stress and strain fields caused by cladding and tempering of reactor pressure vessels // Int. J. Pres. Ves. Piping. — 2000. — N 77. — P. 723–735.
11. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций. — Киев: Наук. думка, 1976.
12. Ровинский Б. М., Лютцау В. Г. Релаксация микронапряжений // Журн. техн. физики. — 1957. — 27, № 2. — С. 345–350.
13. Бордзыка А. М., Гецов Л. Б. Релаксация напряжений в металлах и сплавах. — М.: Металлургия, 1972.
14. Винокуров В. А. Сварочные деформации и напряжения. — М.: Машиностроение, 1968.
15. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86). — М.: Энергоатомиздат, 1989.

Calculations of residual stresses formed after welding, surfacing and tempering have been made for bodies of the water-moderated (WWER) type reactors. The calculation procedure is based on solutions of temperature and non-isothermal elasto-plastic problems obtained using the finite elements method. α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-Fe-transformations and creep have been allowed for in solving the deformation problem. The investigations conducted show that the α -Fe \leftrightarrow γ -Fe-ransformation does have an effect on the distribution of residual stresses depending upon the conditions, under which this effect can be substantial, and under which it can be ignored.

Поступила в редакцию 01.01.2005



ЭФФЕКТ СНИЖЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЯХ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 ПРИ ОБРАБОТКЕ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

А. В. БРОДОВОЙ, канд. физ.-мат. наук (Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины),
В. А. БРОДОВОЙ, канд. техн. наук, **О. И. ГУЩА**, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
С. Г. БУНЧУК, инж. (Ин-т физики полупроводников НАН Украины)

Изучено влияние экспонирования в неоднородном магнитном поле на сварочные остаточные напряжения в образцах из алюминиевого сплава Д16. Показано, что длительное экспонирование образцов с наплавкой приводит к существенному уменьшению остаточных напряжений. Предложено объяснение наблюдаемому эффекту.

Ключевые слова: металлические конструкции, сварные соединения, остаточные напряжения, неоднородное магнитное поле, акустический контроль

Появление и развитие трещин в реальных конструкциях связано с наличием сварных соединений. Возникающие при сварке растягивающие остаточные напряжения негативно влияют на несущую способность сварных соединений и конструкций в целом. К мерам по снижению растягивающих сварочных напряжений можно отнести отжиг элементов конструкций, локальный отжиг зон сварного соединения газовой горелкой или электрическим током, высокочастотную проковку и др. В данной работе предлагается оригинальный способ снижения остаточных напряжений в сварных соединениях.

Известно [1–3], что дислокационная структура деформированных материалов существенно меняется под воздействием электрических и магнитных полей. Следствием этого, очевидно, должно быть и изменение остаточных напряжений в образцах. Для исследования отмеченного эффекта в магнитном поле испытывали образцы из алюминиевого сплава Д16, широко применяемого в авиационной промышленности ($\sigma_T = 240$ МПа) размером $140 \times 60 \times 3$ мм. Остаточные напряжения наводили путем выполнения точечной аргонодуговой наплавки (диаметр точки 8 мм). Поля остаточных напряжений исследовали с помощью акустического неразрушающего метода [4].

На рис. 1, а представлена окружная компонента остаточных напряжений в зоне наплавки, растягивающаяся с максимальным значением 160 МПа. При удалении от зоны наплавки она постепенно уменьшается и переходит в зону сжатия с максимальным значением -90 МПа. Радиальная компонента (рис. 1, б, кривая 1) в зоне наплавки растягивается максимально со значением 190 МПа. При продвижении к краю образца значения компонент плавно переходят к нулю.

После точечной аргонодуговой наплавки образцы экспонировали в однородном и неоднородном магнитных полях. При экспонировании образцов в однородном магнитном поле с напряженностью $0,3$ Тл в течение 6 мес по сравнению с распределением напряжений в исходном образце изменений не выявлено. Другую серию образцов помещали в неоднородное магнитное поле на 30 и 60 сут. Неоднородность внешнего магнитного поля величиной $dH/dy = 0,1$ Тл/мм достигалась путем расположения магнитных полюсов друг относительно друга так, как показано на рис. 2. Как видно из рис. 1, а, б, кривые 2 после экспонирования образца из алюминиевого сплава с наплавкой в магнитном поле в течение 30 сут остаточные напряжения в зоне аргонодуговой наплавки уменьшаются до значений 90 для окружной и 140 МПа для радиальной компоненты. При удалении от зоны наплавки окружная компонента остаточных напряжений сначала переходит в зону сжатия с максимальным значением -80 МПа, а при приближении

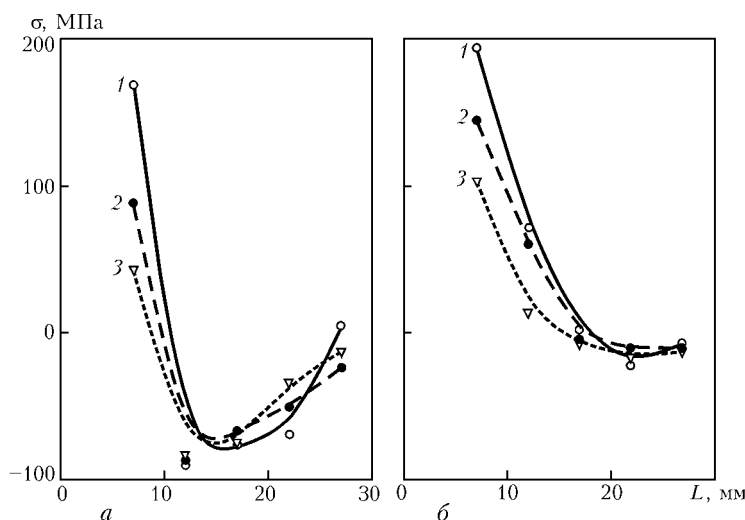


Рис. 1. Распределение окружной (а) и радиальной (б) компонент остаточных напряжений в образце из алюминиевого сплава Д16 с наплавкой в неоднородном магнитном поле: 1 — исходный образец; 2, 3 — соответственно после экспонирования в течение 30 и 60 сут

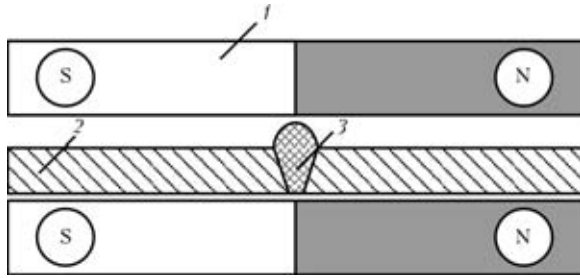


Рис. 2. Схема экспонирования образца алюминиевого сплава наплавкой в неоднородном магнитном поле: 1 — магниты; 2 — образец; 3 — зона наплавки

к кромке образца уменьшается до -20 МПа. Значение радиальной компоненты остаточных напряжений уменьшается до нуля. При дальнейшем экспонировании образца поле остаточных напряжений продолжало меняться. Так, при экспонировании образцов в неоднородном магнитном поле в течение 60 сут значение окружной компоненты остаточных напряжений в зоне наплавки составило 50 (рис. 1, а, кривая 3), а радиальной — 100 МПа. Некоторая неуровненность кривых на рис. 1 объясняется тем, что остаточные напряжения наплавки исследованы на расстоянии 5 мм от линии сплавления основного металла с наплавкой.

Рассмотрим элемент объема образца в магнитном поле, потенциальную энергию которого можно записать в виде $W = -\vec{M} \vec{H}$. В образце из алюминиевого сплава с наплавкой присутствуют растягивающие и сжимающие остаточные напряжения, что приводит к его неоднородной намагниченности $\vec{M} = \chi(x, y, z)\vec{H}$, где χ — магнитная восприимчивость. Между неоднородно намагниченными областями действует сила F , значение которой определяется производной потенциальной энергии по координате

$$\vec{F} = F_1 + F_2 = - \left[M \left(\frac{\partial \vec{H}}{\partial x} + \frac{\partial \vec{H}}{\partial y} + \frac{\partial \vec{H}}{\partial z} \right) + H \left(\frac{\partial M}{\partial x} + \frac{\partial M}{\partial y} + \frac{\partial M}{\partial z} \right) \right].$$

Для случая однородного магнитного поля сила, действующая на элемент объема, равна

$$F_1 = -H \left(\frac{\partial M}{\partial x} + \frac{\partial M}{\partial y} + \frac{\partial M}{\partial z} \right) = -H^2 \left(\frac{\partial \chi}{\partial x} + \frac{\partial \chi}{\partial y} + \frac{\partial \chi}{\partial z} \right).$$

Если магнитное поле неоднородно $\left(\frac{\partial H}{\partial x} = \frac{\partial H}{\partial z} = 0; \frac{\partial H}{\partial y} \neq 0 \right)$, то возникает дополнительная сила, действующая в объеме кристалла V

$$F_2 = -\frac{1}{2} \text{grad} \int_V \vec{M} \vec{H} dV,$$

где dV — элемент объема.

The effect of exposure to a non-uniform magnetic field on residual welding stresses in specimens of aluminium alloy D16 has been studied. It is shown that a long exposure of clad specimens leads to a substantial decrease in the value of residual stresses. Explanation to this effect is suggested.

Таким образом, при наличии двух факторов — зависимости от координат $\chi(x, y, z)$ и неоднородного магнитного поля между отдельными элементами объема кристалла — будут действовать силы $\vec{F} = \vec{F}_1 + \vec{F}_2$, способные вызвать дополнительную деформацию образца.

Рассмотрим упрощенную модель одномерной цепочки атомов, расположенных на одинаковом расстоянии α друг от друга. Минимальная длина волны колебаний такой цепочки равна $\lambda_{\min} = 2\alpha$, ей отвечает максимальная частота ω_{\max} , связанная с длиной волны λ_{\min} соотношением $\omega_{\max} = \pi v / \alpha$, где v — скорость распространения волн в кристалле. Квант тепловых колебаний для ω_{\max} равен $\epsilon_{\phi_1} = \hbar \omega_{\max} = \pi \hbar v / \alpha$. Если в некоторой части цепочки при деформации произойдет увеличение постоянной $b > \alpha$ (растяжение), тогда в этой области $\epsilon_{\phi_1} = \hbar \omega_{\max} = \pi \hbar v / b$ и разность энергий $\epsilon_{\phi_1} - \epsilon_{\phi_2}$ положительная. В противном случае $b < \alpha$ (сжатия), разность $\epsilon_{\phi_1} - \epsilon_{\phi_2}$ отрицательная. Другими словами, нагрузка является источником фононов, накачивающихся в область растяжения из области сжатия. На возможность такой ситуации впервые указано в работе [5], где также отмечено, что все элементарные акты накачки энергии при увеличении связей (в том числе и ее сброс при сжатии) инициируются относительно слабыми энергетическими добавками. По-видимому, оказывается достаточным небольшой добавки магнитной энергии для перехода вещества в более устойчивое энергетическое состояние. Внешним проявлением этих процессов будет наблюдаемое уменьшение остаточных напряжений в алюминиевом сплаве Д16 с наплавкой после экспонирования образцов в неоднородном магнитном поле.

1. Влияние электрического поля на магнитную восприимчивость и залечивание микротрещин деформированных кристаллов цинка / А. В. Бродовой, В. Г. Колесниченко, В. В. Скороход, В. А. Бродовой // Металлофизика и новейшие технологии. — 2001. — 23, № 2. — С. 167.
2. Изменение магнитных и оптических свойств ферромагнитных кристаллов после экспонирования в электрическом и магнитных полях / А. В. Бродовой, В. А. Бродовой, В. Г. Колесниченко, В. В. Скороход // Усп. физики металлов. — 2001. — № 2. — С. 265.
3. Магнитопластический эффект полупроводниковых кристаллов GaAs и Si / А. В. Бродовой, В. А. Бродовой, С. Г. Бунчук, В. В. Скороход // Структурная релаксация у твердых тел: Материалы міжнарод. наук.-практ. конф., Вінниця, 13–15 травн., 2003. — С. 153–154.
4. Основы ультразвукового неразрушающего метода определения напряжений в твердых телах / А. Н. Гузь, Ф. Г. Махорт, О. И. Гуца, В. К. Лебедев. — Киев: Наук. думка, 1974. — 104 с.
5. Журков С. Н. Физика прочности и пластичности. — Л.: Наука, 1986. — 148 с.

Поступила в редакцию 26.01.2005



МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРОВОЛОКИ НА ВЫХОДЕ ИЗ МУНДШТУКА ПРИ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ СВАРКЕ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

И. В. ПЕНТЕГОВ, д-р техн. наук, **О. И. ПЕТРИЕНКО**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведен метод расчета температуры проволоки на выходе ее из мундштука с учетом падения напряжения в месте контакта электродной проволоки с мундштуком сварочной горелки. Результаты расчетно-теоретического анализа хорошо согласуются экспериментальными данными.

Ключевые слова: механизированная сварка, углекислый газ, метод расчета, температура проволоки, падение напряжения

Анализ существующих теоретических и практических разработок по исследованию тепловых процессов в вылете электрода при дуговой сварке в среде защитных газов показал, что процессы распределения температуры изучены недостаточно.

В работе [1] приведен метод расчета распределения температуры по длине вылета электрода при дуговой сварке плавящимся электродом в углекислом газе, учитывающий нелинейность теплофизических коэффициентов и влияние тепла, поступающего от капли. Он позволяет вычислить температуру и ее градиент в любой точке на вылете электрода (от мундштука до капли) при заданной температуре электродной проволоки на выходе из мундштука.

В большинстве работ по исследованию процессов нагрева электродной проволоки при сварке в защитных газах нагрев электродной проволоки в мундштуке не учитывается [2], хотя предполагается, что увеличение температуры проволоки T_0 на выходе из мундштука заметно влияет на ее оплавление и может нарушать процесс сварки [3]. Поэтому начальная температура проволоки T_0 при выходе ее из мундштука — один из основных параметров, влияющих на падение напряжения на вылете электрода, и ее определение является важным фактором при создании математической модели дуговой сварки плавящимся электродом в защитных газах в системе источник питания—сварочная дуга.

В математической модели тепловых и электрических процессов при дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитных газов в системе источник питания—сварочная дуга, описанной в работах [1, 4], используется полагаемое известным значение падения напряжения в области контакта электродной проволоки с мундштуком сварочной горелки. Из работ [2, 5–7] следует, что температура проволоки T_0 при выходе ее из мундштука может составлять 150...450 °С (нижняя граница соответствует неизношенному медному

мундштуку, верхняя — мундштукам из бронзы различных марок и кермета при сильном износе).

Для построения математической модели и расчета T_0 необходимо знать действительное значение падения напряжения в контакте мундштук—проволока и иметь его аналитическое описание.

Определению падения напряжения в области контакта $U_{\text{кон}}$ электродной проволоки с мундштуком сварочной горелки посвящено много работ [3, 5–11], однако большинство из них имеют недостатки, не позволяющие использовать полученные данные в разработанной математической модели. Только в некоторых работах, например в [3], можно найти численные значения падения напряжения в контакте ($U_{\text{кон}} = 0,6...0,9$ В). Однако на отработанном мундштуке такое малое значение $U_{\text{кон}}$ получить вряд ли возможно. Например, при сварке аустенитной проволокой диаметром 2 мм с токоподводящим наконечником из бронзы оно составляет 2...4 В [11].

Для получения более достоверных сведений о значениях $U_{\text{кон}}$ разработана специальная методика [12], позволяющая определить значения $U_{\text{кон}}$ в области контакта электродной проволоки с мундштуком сварочной горелки экспериментальным путем с использованием компьютерных методов обработки экспериментальных данных. Также приведена степенная форма аппроксимации зависимости математического ожидания значения $U_{\text{кон}}$ от тока, скорости подачи проволоки и ее диаметра при неизношенном медном мундштуке, имеющая вид

$$U_{\text{кон}}(d, v_{\text{п}}, I) = \left[2,55 \left(\frac{I d_{\text{баз}}}{I_{\text{баз}} d} \right)^{0,2} - 1,78 \right] \left(\frac{v_{\text{п}}}{v_{\text{баз}}} \right)^{0,2} \text{ [В]}, \quad (1)$$

где d — диаметр электродной проволоки, м; $v_{\text{п}}$ — скорость подачи электродной проволоки, м/с; I — сварочный ток, А; $I_{\text{баз}}$, $d_{\text{баз}}$, $v_{\text{баз}}$ — базовые значения соответственно сварочного тока, диаметра электрода и скорости подачи ($I_{\text{баз}} = 180$ А; $d_{\text{баз}} = 1$ мм; $v_{\text{баз}} = 0,035$ м/с).

Целью настоящей работы является определение T_0 проволоки на выходе из мундштука, для чего необходимо найти, какая доля мощности, выделяемой в контакте, поступает в электродную проволоку.

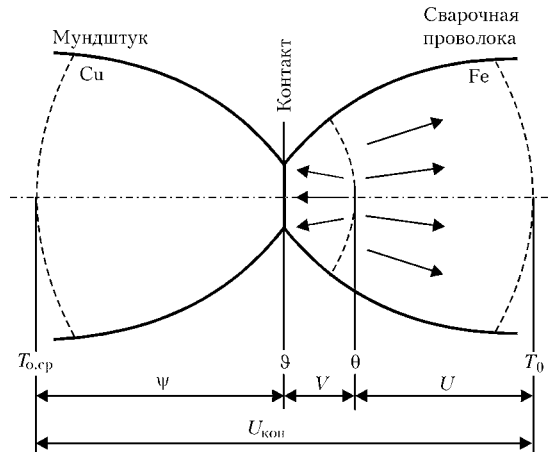


Схема распределения температур и падения напряжений в области стягивания электрического контакта двух разнородных металлов (по теории Хольма)

В работах [2, 5, 9, 13] показано, что проволока может иметь несколько электрических контактов в направляющем канале токоподводящего наконечника с температурой 440...850 °С [2]. Однако их реальное количество практически не влияет на результаты расчетов, поэтому достаточно ограничиться одним контактом.

Согласно теории Хольма [10], падение напряжения в контакте в нашем случае сосредоточено в области контакта электродной проволоки с мундштуком сварочной горелки (рисунок) и имеет вид

$$U_{\text{кон}} = \psi + V + U, \quad (2)$$

где ψ — падение напряжения в мундштуке, V — падение напряжения в стали (в электродной проволоке) от места контакта до границы поверхности, где зафиксирована максимальная температура, U — доля контактного падения напряжения в стали (в электродной проволоке) после границы поверхности с максимальной температурой, V .

Как видно из рисунка, на сопротивление зоны контакта решающее влияние оказывает температура [2]. При этом максимальный перегрев θ области стягивания тока зафиксирован не в месте контакта проволоки с мундштуком, а на некотором расстоянии от него в стальной проволоке. Тепло распространяется по обе стороны от области с максимальным перегревом θ — и в мундштук, и в электродную проволоку. Однако распределение температуры в них различно из-за разной теплопроводности.

Максимальный перегрев на участке проволоки возле места контакта ее с мундштуком можно разделить как

$$\theta = T_{\text{max}} - T_{0,\text{ср}}, \quad (3)$$

где T_{max} — максимальная температура в зоне контакта, К; $T_{0,\text{ср}}$ — температура окружающей среды, К. Непосредственно на границе контакта проволоки и мундштука перегрев составляет

$$\vartheta = T_{\text{к}} - T_{0,\text{ср}}, \quad (4)$$

где $T_{\text{к}}$ — температура на границе двух металлов, К.

Для случая контактов из разнородных металлов (медь-сталь) с удельным электрическим сопротивлением металлов ρ_{Cu} , ρ_{Fe} и теплопроводностью λ_{Cu} , λ_{Fe} до максимальной температуры нагревается именно проволока.

Из подобия токовых полей в областях стягивания (см. рисунок) следует [10], что

$$\psi \approx (V + U) \frac{\rho_{\text{Cu}}}{\rho_{\text{Fe}}}, \quad (5)$$

отсюда выражение (2) можно записать в виде

$$U_{\text{кон}} = (V + U) \left(1 + \frac{\rho_{\text{Cu}}}{\rho_{\text{Fe}}}\right). \quad (6)$$

В месте контакта электродной проволоки и мундштука сварочной горелки выделяется полная мощность

$$P_{\text{кон}} = U_{\text{кон}} I = P_{\text{м}} + P_{\text{п}}.$$

Часть этой полной мощности $P_{\text{м}}$, выделяемой в контакте электродной проволоки с мундштуком, уходит в него и рассеивается в окружающем пространстве, а нагрев проволоки осуществляется только долей полной мощности $P_{\text{п}}$, определяемой из выражения, в котором учтены (2) и (6):

$$P_{\text{п}} = UI = U_{\text{кон}} I \frac{U}{U + V + \psi} = P_{\text{кон}} \frac{1}{(1 + V/U)(1 + \rho_{\text{Cu}}/\rho_{\text{Fe}})}. \quad (7)$$

Согласно теории Хольма, если имеет место квазинепо движный контакт, то падение напряжения в электродной проволоке на участке от контакта до границы поверхности с максимальной температурой определяется выражением

$$V = \sqrt{2\rho_{\text{Fe}}\lambda_{\text{Fe}}(\theta - \vartheta)}, \quad (8)$$

где ρ_{Fe} — удельное электрическое сопротивление проволоки, Ом·м, являющееся функцией температуры. Аппроксимация ρ_{Fe} приведена в работе [4], а аппроксимация температурной зависимости теплопроводности стали λ_{Fe} , Вт/(м·К) — в [1].

Падение напряжения в электродной проволоке после границы с максимальной температурой по Хольму равно

$$U = \sqrt{2\rho_{\text{Fe}}\lambda_{\text{Fe}}\theta}. \quad (9)$$

В результате решения (8) и (9) определим

$$\frac{V}{U} = \sqrt{1 - \frac{\vartheta}{\theta}}. \quad (10)$$

Падение напряжения в мундштуке (по теории Хольма) связано с другими параметрами более сложной зависимостью

$$\psi^2 + 2\psi V = 2\rho_{\text{Cu}}\lambda_{\text{Cu}}\vartheta. \quad (11)$$

Поскольку электропроводность металла мундштука намного больше, чем электродной проволоки, то $\psi \ll V$, и выражение (11) упрощается:

$$\psi \approx \frac{\rho_{\text{Cu}}\lambda_{\text{Cu}}\vartheta}{V}. \quad (12)$$



Приравняв (5) и (12), получаем

$$\frac{\rho_{Cu} \lambda_{Cu} \vartheta}{V} = V \left(1 + \frac{U}{V} \right) \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Fe}}$$

откуда

$$\rho_{Fe} \lambda_{Cu} \vartheta = V^2 \left(1 + \frac{U}{V} \right)$$

Подставляя вместо V^2 квадрат выражения (8) и используя (10), после преобразования имеем

$$\frac{\lambda_{Cu}}{2\lambda_{Fe}} = \frac{\theta}{\vartheta} \left[1 - \frac{\vartheta}{\theta} + \sqrt{1 - \frac{\vartheta}{\theta}} \right]$$

Решив это уравнение относительно $\sqrt{1 - \vartheta/\theta}$, получим

$$\sqrt{1 - \frac{\vartheta}{\theta}} = \left(1 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)^{-1} \quad (13)$$

С учетом выражения (9) определим

$$\frac{V}{U} = \left(1 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)^{-1} \quad (14)$$

Используя (7) и (14), мощность, выделяемая в месте контакта с проволокой, можно описать:

$$P_{II} = UI = \frac{P_{кон}}{2 \left(1 + \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Fe}} \right) \left(1 + \frac{\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)} \left(1 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)$$

а падение напряжения в электродной проволоке после границы поверхности с максимальной температурой определяется с помощью выражения

$$U = \frac{U_{кон}}{2 \left(1 + \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Fe}} \right) \left(1 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)} \left(1 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right) \quad (15)$$

При $\rho_{Cu}/\rho_{Fe} = 0,093$ и $\lambda_{Fe}/\lambda_{Cu} = 0,1$ (эти отношения практически постоянны в широком диапазоне температур) значение $U \approx 0,51 U_{кон}$.

После определения значения U падение напряжения в электродной проволоке от контакта до границы с максимальной температурой находим из выражения (6)

$$V = \frac{U_{кон}}{(1 + \rho_{Cu}/\rho_{Fe})} - U = \frac{U_{кон}}{2(1 + \rho_{Cu}/\rho_{Fe})(1 + \lambda_{Fe}/\lambda_{Cu})}$$

Воспользовавшись (5) для определения падения напряжения в мундштуке, запишем следующее выражение:

$$\psi = (V + U) \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Fe}} = \frac{U_{кон}}{1 + \rho_{Fe}/\rho_{Cu}}$$

В результате проведенных расчетов можно определить долю мощности P_m , поступающей в мундштук:

$$P_m = I(V + \psi) = I \frac{U_{кон}}{1 + \rho_{Cu}/\rho_{Fe}} \left[\left(2 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)^{-1} + \frac{\rho_{Cu}}{\rho_{Fe}} \right]$$

Зная значения падения напряжений в электродной проволоке до (V) и после (U) границы с максимальной температурой, можно рассчитать T_{max} по (3) и (9)

$$T_{max} = \frac{U^2}{2\rho_{Fe}\lambda_{Fe}} + T_{o.c.p}$$

и температуру на контактной границе по (4), (9) и (13)

$$T_k = \frac{U^2}{2\rho_{Fe}\lambda_{Fe}} \left[1 - \left(1 + \frac{2\lambda_{Fe}}{\lambda_{Cu}} \right)^{-2} \right] + T_{o.c.p} \quad (16)$$

Заметим, что при $U > 0,36$ В и $U_{кон} > 0,706$ В, если $T_{o.c.p} = 20$ °С (293 К), то T_{max} становится равной температуре плавления стали $T_{max} = T_{пл.с} = 1535$ °С (1808 К) и при дальнейшем росте U температура T_{max} уже не повышается, поскольку часть тепла расходуется на плавление стали. При этом расчеты T_k , согласно теории Хольма, становятся неточными. Однако по (16) это значение можно определить. Нежелательно, чтобы уровень значений T_k превышал значения температуры плавления меди $T_{пл.Сu} = 1083$ °С (1356 К), поскольку это накладывает ограничение на максимально допустимые значения U и $U_{кон}$.

Существуют допустимые значения доли полного падения напряжения $U_{доп}$ и падения напряжения в контакте $U_{доп}$. Расчет $U_{доп}$ по (16) при $T_k = 1083$ °С (1356 К), $\lambda_{Cu} = 380$ Вт/(м·К), $\lambda_{Fe} = 32$ Вт/(м·К), $\rho_{Fe} = 1,3 \cdot 10^{-6}$ Ом·м и $T_{o.c.p} = 20$ °С позволяет оценить уровень падения напряжения в области контакта:

$$U_{доп} = 0,6 \text{ В}; U_{кон,доп} = 1,2 \text{ В.}$$

На практике это требование часто не выполняется [12]. Если $U_{кон}$ больше указанного значения, то вследствие оплавления мундштука его износ резко увеличивается. Такие режимы сварки нежелательны из-за сокращения срока его работы. Во избежание оплавления мундштука необходимо, как это следует из формулы (1), вводить ограничения на выбор значений сварочного тока I и скорости подачи электродной проволоки v_{II} .

Как следует из (15), доля контактного падения напряжения в электродной проволоке после границы с максимальной температурой пропорциональна тепловой мощности, идущей в проволоку. Поэтому при упрощенных расчетах она может вычисляться с помощью следующих выражений: для медного мундштука $U = 0,51 U_{кон}$; для бронзового $U = 0,60 U_{кон}$.

Эти соотношения рассчитаны при следующих теплофизических параметрах $\rho_{Cu} = 1,75 \cdot 10^{-8}$ Ом·м; $\rho_{Br} = 19 \cdot 10^{-8}$ Ом·м; $\rho_{Fe} = 1,3 \cdot 10^{-6}$ Ом·м; $\lambda_{Cu} = 380$ Вт/(м·К); $\lambda_{Br} = 80$ Вт/(м·К); $\lambda_{Fe} = 32$ Вт/(м·К).



Параметр	d, мм			
	0,8		1,2	
I, А	100	150	150	200
v _п , м/с	0,083	0,133	0,063	0,137
U _{кон} , В	0,702	1,033	0,664	0,960
U, В	0,358	0,527	0,339	0,490
T ₀ , К	597,4	574,55	664,4	549,2
T _к , К	830,5	1457	774,4	1299

Расчеты показали, что полученные соотношения практически не изменяются при варьировании параметров и режимов сварки.

Значения U из выражения (15) могут быть использованы для определения T₀. Доля U контактного падения напряжения в электродной проволоке после границы с температурой T_{max} связана с T₀ проволоки на выходе из мундштука зависимостью, полученной в работе [4]:

$$U = \frac{\gamma v_{п}}{j} \int_{T_{o.c.p}}^{T_0} C_p(T) dT, \quad (17)$$

где $\gamma = 7860$ — плотность стали, кг/м³; $j = 4I / \pi d^2$ — плотность тока в электродной проволоке, А/м; C_p(T) — текущее значение удельной изобарной теплоемкости металла проволоки, Дж/(кг·К), для определения которой можно воспользоваться аппроксимацией из работы [4].

На основании работы [1] с учетом (17) имеем

$$T_0 = \text{root} \left[v_{п} \int_{T_{o.c.p}}^x C_p(\theta) d\theta - jU, x \right]. \quad (18)$$

Здесь U вычисляется по (15). При этом отмеченная выше погрешность расчета по теории Хольма, возникающая при U > 0,36 В и U_{кон} > 0,706 В, практически не влияет на точность определения T₀, поскольку все тепло, затраченное на временное локальное расплавление металла в зоне T_{max}, идет на повышение средней температуры проволоки на выходе из мундштука. Выражение (18) служит для определения температуры проволоки T₀ на выходе из мундштука, являющейся необходимым параметром при создании математической модели процессов механизированной сварки сталей в защитных газах в системе источник питания–сварочная дуга.

Результаты расчетов приведены в таблице.

Выводы

1. С учетом теории Хольма определена доля полного контактного падения напряжения в электродной проволоке после границы с максимальной

Described is the method for calculation of temperature of wire at its outlet from the nozzle, allowing for the voltage drop in location of contact of the wire with the welding torch nozzle. The theoretical-calculation analysis results are in good agreement with experimental data.

температурой в контакте мундштук–проволока. Эта доля ответственна за нагрев электродной проволоки в мундштуке при дуговой сварке плавящимся электродом. Получены формулы для ее определения.

2. Предложенная методика определения начальной температуры электродной проволоки T₀ при выходе ее из мундштука может быть использована для создания математической модели системы источник питания–сварочная дуга при механизированной сварке сталей в защитных газах.

3. Получены выражения для определения полной мощности, выделяемой в месте контакта электродной проволоки и мундштука сварочной горелки, а также выражения, позволяющие установить, какая часть этой мощности уходит в мундштук и рассеивается в окружающем пространстве, а какая отводится в виде тепла от контакта в проволоку. Найдены значения температуры перегрева в контактной зоне.

1. *Пентегов И. В., Петриенко О. И.* Расчет распределения температуры по длине вылета электрода с учетом тепла, поступающего от капли // Автомат. сварка. — 2003. — № 7. — С. 23–28.
2. *Маришкин А. К., Попков А. М., Постаушкин В. Ф.* Плавление электродной проволоки при автоматической сварке с систематическими короткими замыканиями дугового промежутка // Там же. — 1970. — № 4. — С. 9–11.
3. *Кошкарёв Б. Т., Михайлов А. Н., Будник Н. М.* Влияние вылета на процесс плавления электрода при сварке в СО₂ // Свароч. пр-во. — 1971. — № 11. — С. 30–32.
4. *Пентегов И. В., Петриенко О. И.* Метод расчета падения напряжения по длине вылета электрода с учетом нелинейности теплофизических параметров // Автомат. сварка. — 2002. — № 4. — С. 30–33.
5. *Бригидин В. Я.* О работе токоподводящих наконечников при дуговой сварке // Свароч. пр-во. — 1979. — № 8. — С. 20–21.
6. *Варуха Е. Н.* Учет предварительного подогрева проволоки в математической модели плавления электрода при механизированной сварке // Соврем. пробл. свароч. науки и техники «Сварка-97»: Материалы Рос. науч.-техн. конф., г. Воронеж, 1997. — Воронеж: Воронеж. гос. архит.-строит. акад., 1997. — 224 с.
7. *The contact-tube distance in gas-shielded metal-arc welding. How does it work?* // Welding and Cutting. — 2002. — № 2. — Р. 80–83.
8. *Eichhorn F., Engel A.* Verzweigungen des Schweißstromes im Kontaktrohr und der stromführenden Schlacke beim Unterpulverschweißen // Schweißen und Schneiden. — 1971. — № 3. — С. 27–30.
9. *Чубуков А. А.* Сопротивление в контакте наконечник–сварочная проволока при сварке в углекислом газе // Свароч. пр-во. — 1980. — № 12. — С. 31–32.
10. *Хольм Р.* Электрические контакты / Под ред. Д. Э. Брускина, А. А. Рудницкого. — М.: Изд-во иностр. лит., 1961. — 464 с.
11. *Бригидин В. Я., Колотон Д. А.* Распределение тока в контактной паре электродная проволока–наконечник сварочного автомата или полуавтомата // Автомат. сварка. — 1977. — № 6. — С. 21–24.
12. *Определение* падения напряжения в области контакта электродной проволоки с мундштуком сварочной горелки при механизированных видах дуговой сварки / И. В. Пентегов, О. И. Петриенко, С. В. Пустовойт и др. // Там же. — 2005. — № 6. — С. 12–17.
13. *Zwickert H.* Untersuchung der Kontaktverhältnisse bei der Stromübertragung auf den Schweißdraht // Wissenschaftliche Zeitschrift der Technischen Universität «Otto von Guericke». — Magdeburg, 1987. — 4. — С. 96–102.

Поступила в редакцию 01.11.2004

ХАРАКТЕРНЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ МОСТОВ

В. А. КОВТУНЕНКО, канд. техн. наук, **А. Г. СИНЕОК**, **А. М. ГЕРАСИМЕНКО**, **В. А. ЗАДОРЖНЫЙ**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Проведен анализ характерных повреждений сварных узлов и соединений металлических конструкций действующих пролетных стропильных мостов в г. Киеве. Определены основные факторы, влияющие на их возникновение и развитие. Рекомендованы первоочередные мероприятия, направленные на повышение безопасной эксплуатации мостов.

Ключевые слова: сварные металлические конструкции, сварные узлы и соединения, пролетные строения мостов, ресурс металлоконструкций, коррозионное повреждение, напряженно-деформированное состояние

В настоящее время в Украине эксплуатируется более 20 тыс. автодорожных мостов и путепроводов, а на железных дорогах — 8050 мостов общей протяженностью 210,4 км. Под воздействием многих факторов срок надежной эксплуатации мостов сокращается, возникают различного вида повреждения (трещины, деформации, коррозия), которые ставят под угрозу безопасную эксплуатацию объекта и нередко приводят к его аварийному состоянию. Продлить ресурс моста означает обеспечить бесперебойное движение по нему транспорта и значительную экономию средств.

Результаты анализа действительного состояния металлических мостовых конструкций и условий их эксплуатации [1–4] дают основание для пересмотра требований к проектированию, выбору материалов, конструктивных решений, технологий изготовления и монтажа при создании новых сооружений, а также для проведения исследований и разработки эффективных решений по ремонту и увеличению ресурса мостов, находящихся в эксплуатации.

Количество морально и физически устаревших транспортных сооружений непрерывно возрастает. Проектный срок службы многих из них установлен в пределах 50...100 лет. В связи с ограничением средств, выделяемых на поддержание транспортных объектов в рабочем состоянии, важное значение приобретают действенные меры по восстановлению и продлению ресурса несущих металлоконструкций пролетных строений мостов. При этом в условиях научно-технического прогресса промышленного производства изменились соответственно требования к оценке технических мостовых конструкций.

Согласно существующей нормативно-технической базе [5] эксплуатируемые длительное время мостовые объекты (сооружения) классифицируются по следующим категориям несоответствия критериям нормальной эксплуатации:

работоспособные без ограничения срока эксплуатации несмотря на отдельные отступления от

норм государственных стандартов и технической документации;

с ограниченной работоспособностью по причине изменения государственных стандартов, регламентирующих нормативные значения подвижных нагрузок в сторону увеличения;

с ограниченной работоспособностью по результатам оценки технического состояния, нормальная эксплуатация которых может быть восстановлена за счет проведения специальных технологических мероприятий, например ремонта небольшого количества несущих элементов посредством сварки;

неработоспособные, в которых по результатам освидетельствования или проверочного расчета выявлены недопустимые дефекты, ослабление сечений большей части несущих конструкций; существующее состояние их по принятой классификации является предельным и без удаления или замены поврежденных конструкций они не могут быть допущены к эксплуатации.

По результатам обследований технического состояния стальных и сталежелезобетонных пролетных строений, выполненных авторами проектов при участии специалистов лаборатории «Сварка в строительстве» ИЭС им. Е. О. Патона, некоторые мосты г. Киева отнесены к категориям несоответствия требованиям нормальной эксплуатации:

мост им. Е. О. Патона — сооружение с ограниченной работоспособностью; требуется замена поперечных балок, связей, деформационных швов, сталежелезобетонной плиты проезжей части;

Гаваньский мост на Рыбальский остров — неработоспособное сооружение, подлежащее демонтажу вследствие оголения пучков несущей арматуры, коррозионного повреждения вант из стальных канатов, ослабление сечения которых достигло 50...70 %;

Парковый пешеходный мост на Труханов остров — неработоспособное сооружение, в котором подлежат замене (ремонту) несущие элементы подвесок, имеет место значительная коррозия домкратных балок, опорных ребер, связей, требуется замена деформационных швов и др.

Работы в области определения и исследования фактического состояния металлоконструкций действующих пролетных строений мостов выполняются в соответствии с отечественной и зарубежной нормативно-технической базой.



Выявлены следующие характерные повреждения, влияющие на работоспособность и эксплуатационную пригодность металлоконструкций: разрушение защитных покрытий и, как следствие, коррозия металла; разрывы и трещины в основном металле и швах; искривления, местные прогибы, коробление; ослабление болтовых и заклепочных соединений; вырезы элементов или их полный демонтаж вследствие прокладки коммуникаций; деформация, вызванная перегрузками или неравномерными осадками и креном фундамента; абразивный износ.

Дефекты и повреждения элементов конструкций в зависимости от значимости данного элемента для работоспособности конструкции в целом, а также от степени опасности дефекта или повреждения делятся на три категории [6]:

А — дефекты и повреждения особо ответственных элементов и соединений, представляющие непосредственную опасность разрушения, например трещины в поперечных стыках нижних растянутых поясов главных балок пролетного строения;

Б — дефекты и повреждения, не представляющие в момент обнаружения непосредственную опасность для конструкции, которые могут в дальнейшем вызвать повреждение других элементов (узлов и соединений) и в случае их развития перейти в категорию А, например трещина в продольном стыковом шве ребристой плиты нижнего пояса главной балки в непосредственной близости от поперечного стыка нижнего пояса;

В — дефекты и повреждения, наличие которых не связано с угрозой разрушения, например усталостная трещина у границы выкружки (деконцентратора) в стенке поперечной балки ортотропной плиты проезжей части моста в месте пропуска продольного ребра.

Как указывалось выше, дефекты и повреждения в пролетных строениях металлических мостов могут быть выявлены и определены как с помощью внешнего осмотра (визуально-оптический метод), так и современной технической диагностики.

При обследовании первым методом определены очаги коррозии металла, а также дефекты наружного формирования сварных швов — трещины, разрывы, вмятины, местное ослабление, неплотности, ослабленные заклепки, незатянутые болты и пр.

С помощью второго метода выявлены внутренние дефекты сварных швов, степень уменьшения сечения несущих элементов в результате коррозии, геометрические характеристики пролетного строения (строительный подъем, отклонение осей и пр.). Как показали результаты обследований стальных конструкций, основным видом их повреждений является коррозия, возникновению которой способствуют их конструктивные и технологические несовершенства.

К конструктивным недостаткам можно отнести создаваемые пазухи и так называемые мешки с плохим проветриванием поверхности несущих конструкций (особенно в коробчатых главных балках), а также места с недостаточным водоотводом и щели, в которых из-за коррозии происходит растрескивание элементов. Чаще всего такие явления имеют место

там, где угловые швы привариваемых внахлестку элементов не замыкаются по контуру.

Возникновению интенсивной коррозии способствуют следующие технологические факторы:

плохая подготовка поверхности металла под грунтовку и окрашивание (только вновь сооружаемые металлические мосты в последнее время подвергаются дробеструйной обработке конструкций на заводах-изготовителях);

неудовлетворительное качество грунтов и краски отечественного производства, использованных в мостах, возведенных 10 лет назад и более;

отсутствие покрасочных и сушильных камер на заводах металлических конструкций;

исключение из технологического цикла таких процессов, как нанесение защитных покрытий, обезжиривания и пр.

Сочетание конструктивных и технологических несовершенств в совокупности с практикой применения в мостах более поздней постройки обычных строительных сталей усугубляли и ускоряли протекание процессов коррозии в конструкции.

Так, для изготовления металлоконструкций пролетных строений моста им. Е. О. Патона, Паркового пешеходного моста на Труханов остров в г. Киеве и других мостов использована низкоуглеродистая сталь марки М16С, соответствующая стали 16Д (ГОСТ 6713–91) по свариваемости и другим физико-механическим характеристикам. Однако в связи с отсутствием в ее составе меди она отличается более низкой коррозионной стойкостью, чем сталь 16Д.

В результате детального обследования моста им. Е. О. Патона, проведенного УкрНИИПСК им. В. Н. Шимановского совместно с ИЭС им. Е. О. Патона в июле–сентябре 2001 г., получены объективные данные о состоянии металлоконструкций. В процессе обследования оценены степень коррозионного поражения металлических несущих и вспомогательных конструкций (включая главные и поперечные балки, связи), а также состояние железобетонной плиты проезжей части моста и деформационных швов.

Обследование проводили визуально и с использованием измерительных инструментов — лупы с восьмикратным увеличением и ультразвукового толщиномера. Для выборочного контроля сварных швов применяли ультразвуковой и магнитно-порошковый методы неразрушающего контроля, с помощью которых выявлены следующие изменения толщины несущих элементов главных балок: нижние пояса главных балок — от 1,5 до 2,0 %; стенки главных балок в надпорных участках — до 3 % (рис. 1); участки опорных ребер — до 9 %, при этом имеет место пластовая ржавчина (рис. 2); продольные ребра нижнего ряда по стенкам главных балок — до 9 %. Повреждений в верхнем поясе выявлено не было.

Следует отметить, что эти изменения более всего проявляются по верховым и низовым ниткам, т. е. в местах, где поверхность элементов наименее обдуваемая, и куда более интенсивно попадает влага в виде осадков и соли, используемой в холодное время года для борьбы с наледью и снегом на проезжей части мостов. Влага и осадки беспре-



Рис. 1. Вид коррозионного повреждения на участке стенок главных балок моста им. Е. О. Патона

пятственно проникают в несущие элементы главных балок через щели в сталежелезобетонной плите, образованные постановкой стоек крепления колесоотбойного профиля, и через вышедшие из строя в результате 100%-го поражения коррозией водоотражающие лотки на деформационных швах (рис. 3).

Состояние лакокрасочного покрытия на поверхности несущих элементов главных балок в большинстве своем неудовлетворительное. Вследствие многократного окрашивания образовался слой старой краски толщиной более 1 мм, что привело к отслаиванию краски и прокатной окалины. На этих участках воздушная прослойка способствует образованию конденсата от суточного перепада температур.

Специалисты обращали внимание на недопустимость приварки несущих и вспомогательных элементов угловыми швами внахлестку без замыкания швов по контуру опирания, что согласуется с результатами, полученными при обследовании объекта.

Так, по верхним продольным ребрам на стенке главной балки при монтаже оставлены стальные коротыши толщиной от 12 до 20 мм, являющиеся, по-видимому, остатками элементов временных под-



Рис. 2. Вид коррозионных повреждений поясов, ребер главных балок и элементов связей в надопорных участках пролетного строения моста им. Е. О. Патона



Рис. 3. Вид коррозионного повреждения поперечных балок моста им. Е. О. Патона

мостей, удаленных газокислородной резкой. Приварку этих планок выполняли двухугловыми швами поперек сечения продольных ребер. Попадание влаги в щель между плоскостями ребер и планок привело к возникновению активной щелевой коррозии. В результате один, а в некоторых случаях и два угловых шва вследствие размораживания разорвались (рис. 4). В местах приварки внахлестку спаренных уголков выявлены разрушения угловых сварных швов, с помощью которых уголки прикрепляются к вертикальным фасонкам на стенках главной балки. Причиной разрушений является щелевая коррозия, возникающая в местах отсутствия замыкания по контуру угловых швов крепления уголков к фасонкам.

Главные балки пролетных строений моста им. Е. О. Патона после проведения комплекса ремонтных работ могут эксплуатироваться без ограничения временных нагрузок.

Проблемы усиления и ремонта отдельных соединений и узлов, а также вопросы, связанные с отступлением от действующих нормативных документов на проектирование и изготовление мостовых конструкций, эксплуатируемых продолжительное время, будут решены при разработке проекта реконструкции моста.



Рис. 4. Приварка фланговыми угловыми швами временных сборочных приспособлений к продольным ребрам главных балок моста им. Е. О. Патона



Рис. 5. Парковый пешеходный мост на Труханов остров с устройствами для разгрузки подвесок

В большинстве случаев поперечные балки моста им. Е. О. Патона имеют значительные коррозионные повреждения. Причиной их появления, как уже отмечалось выше, является существенное разрушение сталежелезобетонной плиты проезжей части моста в результате плохой гидроизоляции и выщелачивания бетона, попадания влаги и солей в отверстия в плите, а также лотков деформационных швов. Кроме того, в местах установки и расположения поперечных балок имеет место недостаточная естественная вентиляция. При этом необходимо также учитывать наличие труб теплотрассы, проходящей под плитой проезжей части. Недостаточная теплоизоляция, а в некоторых местах вообще ее отсутствие являются причиной перепада температуры, а стало быть, и образования конденсата.

В ходе последнего обследования, проведенного специалистами УкрНИИПСК им. В. Н. Шимановского совместно с ИЭС им. Е. О. Патона, установлено, что большая часть поперечных балок уже исчерпала свой ресурс работоспособности вследствие значительного коррозионного повреждения (до 70 % снижения сечения поясов и стенок). Мостоотрядом № 2 ОАО «Мостобуд» по варианту усиления балок, предложенному ИЭС им. Е. О. Патона, осуществлено усиление некоторых элементов поперечных балок, наиболее нуждавшихся в восстановлении сечений. Однако уже за незначительный период времени состояние неусиленных балок можно было характеризовать как критическое,



Рис. 6. Вид усталостной трещины в узле крепления подвески Паркового пешеходного моста на Труханов остров, в котором при ремонте не выдержано расстояние между фланговыми и лобовыми швами



Рис. 7. Вид продольной трещины в фланговом угловом шве крепления подвески к вертикальному ребру на стенке главной балки Паркового пешеходного моста на Труханов остров

а усиленные поперечные балки также претерпели существенные повреждения коррозией — до 21 % сечения стенок и до 19,5 % сечения нижних поясов (см. рис. 4).

Ремонт поперечных балок указанного пролетного строения вследствие поражения значительной площади их поверхности коррозией нецелесообразен. Поперечные балки в большинстве случаев требуют обновления, что можно осуществить только путем замены плиты проезжей части моста. Поочередная замена балок путем поддомкрачивания отдельных участков сталежелезобетонной плиты с инженерной точки зрения является нереальной, поскольку при этом происходит полное разрушение последней.

Коррозия является наиболее распространенным типом повреждений. Она выявлена и при обследовании Паркового пешеходного моста на Труханов остров (рис. 5–7). Причин возникновения такого рода разрушений существует несколько.

При строительстве моста вопросу качества изолирования (защиты) скрытых в бетоне участков подвесок достаточного внимания не было уделено. В то время отсутствовали технологии надежной гидроизоляции. В процессе эксплуатации этого моста, как и большинства автомобильных пролетных строений, не проводили постоянные осмотры для выявления дефектов, что способствовало развитию очагов коррозии.

Колебания ветвей подвесок от ветровых воздействий инициировали зарождение и развитие трещин в металле уголков (подвесках). Учитывая большую жесткость узла крепления подвесок к вертикальным ребрам на стенке главных балок, нетрудно представить, что в месте заделки уголковых подвесок в железобетонную плиту накопившиеся циклы колебаний подвески при изменении в результате коррозии сечения элементов инициировали зарождение усталостных трещин. По данным предварительного обследования, такие трещины обнаружены в местах, где подвески ремонтировали без предварительной их разгрузки с применением накладок. Такое техническое решение нельзя назвать правильным в связи с значительной выносливостью таких соединений из-за резких изменений формы и высокой концентрации напряжений. В настоящее время работы по восстановлению ресурса подвесок указанного



Рис. 8. Деформации опорного раскоса моста через р. Десну в г. Чернигове

моста завершаются. На всех подвесках поврежденные уголки заменены новыми.

Помимо коррозии, еще одним распространенным типом повреждений в действующих металлических сварных пролетных строениях являются трещины. При обследовании мостовых конструкций особое внимание обращали на наличие трещин, а в случае их обнаружения выясняли причину их образования и оценивали степень опасности для несущей способности.

Причинами возникновения трещин могут быть концентрация напряжений, остаточные напряжения от сварки, усталостные явления и повышенная хладноломкость металла.

Как правило, трещины появляются под действием нескольких факторов. Наиболее часто образование трещин происходит в местах концентрации напряжений, где имеет место значительное изменение сечения элементов (обрывы листов, неплавное изменение толщины и ширины, места крепления накладок, ребер, диафрагм и пр.). Концентрация напряжений имеет место на необработанных торцах сварных стыковых соединений, в различных дефектах сварных швов таких, как непровары, неплавления по кромкам, подрезы кромок, наплывы, шлаковые включения, поры, прожоги, незаполненные кратеры, отверстия при слабых заклепках и незатянутых высокопрочных болтах.

Большое влияние на образование трещин оказывают остаточные напряжения после сварки. Поэтому при обследовании особое внимание уделяли местам, где имеет место скученность сварных швов.

На заводах-изготовителях мостовых конструкций при разработке технологии сборки-сварки не уделяется должного внимания порядку выполнения отдельных швов. В результате, как правило, самые ответственные сварные узлы, где порядок выполнения сварки определяет уровень остаточных напряжений, свариваются неправильно, и нередко уже во время кантовки изделий в цехе в них появляются холодные трещины.

Отдельную группу повреждений автодорожных и частично пешеходных мостов с ограниченным пропуском транспорта составляют различного вида прогибы, вмятины, разрывы, вызванные механическими воздействиями на несущие элементы (рис. 8, 9). Во многом это обусловлено нестандартными габаритами проезжей части, сформированной в те времена, когда нормы проектирования



Рис. 9. Механические повреждения опорного раскоса моста через р. Десну в г. Чернигове

не учитывали интенсивность транспортных потоков и нагрузок, а также габариты транспортных средств.

Техническое состояние металлоконструкций пролетного строения и принадлежность к одной из групп оценивают по результатам освидетельствования и проверочного расчета.

Усиление и реконструкция металлоконструкций с использованием технологий ремонта, впервые внедряемых в производство, должны осуществляться при авторском надзоре. На необходимость проведения авторского надзора за внедрением как конструктивных разработок, так и технологических указывает проектная документация.

Технология работ при усилении конструкций под нагрузкой должна обеспечивать минимально возможное ослабление сечений усиливаемых элементов, являющееся следствием нагрева при сварке. При усилении элементов конструкций путем увеличения сечений с помощью сварки рекомендуется соблюдать следующий порядок работ:

присоединение элементов усиления по всей их длине к конструкции с помощью струбцин, клиньев и пр.;

приварку концевых участков, включающих в работу элементы усиления;

приварку элементов усиления на прихватках с шагом 300...500 мм и длиной 30...50 мм;

наложение первоначально связующих швов, обеспечивающих совместную работу усиливаемого элемента и элементов усиления;

выполнение работ по усилению (сварочные работы и резка) при снятии нагрузок от транспорта — прекращение его движения.



При усилении путем увеличения сечений двух или более пролетов статически неопределимых главных балок вначале следует присоединять элементы усиления по всем усиливаемым элементам пролетов на сварочных прихватках и лишь затем приступать к сварке концевых участков и связующих швов. Сварку швов усиливаемых элементов необходимо выполнять последовательно, начиная с менее нагруженного пролета конструкции.

При двухсторонних схемах увеличения сечений сначала приваривают элементы усиления, расположенные со стороны растянутых волокон, а затем — со стороны сжатых. При двусторонних схемах усиления балок сначала приваривают нижний растянутый элемент усиления, а потом верхний.

В усиливаемых конструкциях, находящихся под нагрузкой собственной массы, следует избегать наложения швов поперек действующих усилий, и особенно растягивающих. В случае невозможности выполнения этого условия необходимо разработать специальные технологические меры, обеспечивающие безопасный для конструкций процесс сварки.

При разработке технологии усиления сварных соединений мостов, кроме перечисленных ранее, необходимо выполнять следующие условия:

при наплавке дополнительных слоев вносить как можно меньше тепла в детали, находящиеся под нагрузкой;

наплавку усиливаемого слоя начинать в местах дефектов усиливаемого шва (подрезы, наплывы, незаплавленные кратеры и пр.).

Для снижения опасности возникновения хрупкого разрушения сварных соединений при пониженных температурах новые сварные швы на усиливаемых конструкциях следует располагать по возможности в наименее напряженных сечениях и как можно дальше от мест уменьшения сечения, вырезов, ребер. Необходимо избегать скученности сварных швов, их пересечения под острым углом, а также близкого расположения параллельных стыковых и угловых швов.

В результате проведенных обследований определены основные факторы, влияющие на прочность пролетных строений сооружений мостов, осуществлен анализ полученных результатов и выработаны предварительные рекомендации для проведения мероприятий по повышению безопасности эксплуатации строений мостов.

Специалисты ИЭС им. Е. О. Патона совместно с авторами проектов УкрНИИПСК им. В. Н. Шимановского провели предварительные обследования моста им. Е. О. Патона, Паркового пешеходного моста на Труханов остров, моста на Рыбальский остров и др. При этом выявлен ряд повреждений сварных соединений и узлов, проведена их классификация по характерным признакам и

установлены основные факторы, влияющие на образование этих повреждений. По каждому из указанных сооружений сделаны заключения об эксплуатационной прочности пролетных соединений указанных мостов и целесообразности принятия мер по их ремонту, усилению и пр.

В автодорожных стальных и сталежелезобетонных мостах, которые сооружались в 1950-е годы, часто возникают технологические трещины, связанные с несовершенством конструктивных форм сварных узлов. Нередко такие трещины развиваются в незамкнутых по контуру сварных швов обварки ребер, а также в местах деконцентраторов и выкружек. Значительное количество повреждений в автодорожных мостах (трещины, потеря устойчивости формы несущих элементов, существенные уменьшения сечений стенок и поясов главных балок вследствие коррозии) возникает из-за неудовлетворительного состояния выравнивающих устройств и деформационных швов, лотков на береговых стояках и стояках, которыми мост разрезается на отдельные пролеты. Для обнаруженных повреждений требуется разработка технологии ремонта в каждом конкретном случае. В автодорожных мостах со сталежелезобетонной проезжей частью и стальными главными и поперечными балками (например, мост им. Е. О. Патона, Парковый пешеходный мост на Труханов остров) основными повреждениями являются уменьшения сечения поясов и стенок балок вследствие коррозии.

Необходимость ремонта элементов, подверженных коррозии, должно определяться в зависимости от их нагруженности и глубины повреждения. Как правило, для таких элементов и узлов требуются усиления путем ввода дополнительных сечений. В целом проблема может быть решена с помощью применения стали повышенной коррозионной стойкости, проектирования узлов и соединений, исключающих образование неvented полостей или создания полностью герметичных замкнутых сечений, повышения качества подготовки поверхности под грунтовку и покраску и применения материалов высокого качества.

1. СНиП 3.06.07–86. Мосты и трубы. Правила обследований и испытаний / Госстрой СССР. — Введ. 01.07.87.
2. ВСН 4–81. Инструкция по проведению осмотров мостов и труб на автомобильных дорогах / Минавтодор РСФСР. — Введ. 01.01.82.
3. Указания по осмотру и усилению, эксплуатируемых сварных пролетных строений / МПС России, НИИМ, ЛИИЖТ. — М., 1989. — Введ. 01.01.90.
4. Справочник по проектированию усиления стальных конструкций (к СНиП П-23–81) / УкрНИИпроектстальконструкция. — М.: Стройиздат, 1989. — 159 с.
5. ДБНВ. 3-6-2002. Споруди транспорту. Мости і труби. Обстеження і випробування / Держбуд України. — Введ. 01.10.2002.
6. ДБН 362–92. Оцінка технічного стану стальних конструкцій, експлуатуваних виробничих будівель і споруд / Укрархстройинформ. — Введ. 01.07.92.

Analysis results are presented on characteristic damages of weldments and welded joints in metal structures of active bridge spans in Kiev. Main factors affecting formation and propagation of the above damages are given. The top priority measures aimed at improvement of operational safety of bridges are recommended.

Поступила в редакцию 11.03.2005

АМОРФНЫЕ ПРИПОИ — ПЕРСПЕКТИВНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ СОВРЕМЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПАЙКИ (ОБЗОР)

В. Ф. ХОРУНОВ, д-р техн. наук, **С. В. МАКСИМОВА**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены различные методы получения сплавов в аморфном и нанокристаллическом состояниях. Показано, что главное преимущество аморфных припоев состоит в том, что их получают в виде тонких пластичных фольг, которые можно использовать в виде закладных элементов любой формы для изготовления уникальных конструкций, в первую очередь, в авиакосмической технике и атомной энергетике. Высокая химическая однородность аморфных припоев, узкий интервал плавления обеспечивают хорошее смачивание паяемой поверхности, уменьшение вероятности образования непропаев и хрупких фаз и, таким образом, обеспечивают высокую прочность паяных соединений.

Ключевые слова: пайка, припой, аморфные, наноструктурные сплавы, фольга, структура, интерметаллид, прочность, пластичность

К наноструктурным материалам относятся такие металлы и сплавы, у которых один или несколько структурных параметров (например, величина кристаллического зерна или отдельные фазы, толщина слоя в многослойных покрытиях) имеют размер от долей до 100 нм. Традиционные дисперсно-упрочненные или дисперсионно-упрочняемые сплавы, в структуре которых содержатся очень мелкие частицы, но по объему они занимают всего 5... 10 %, не относятся к наноматериалам [1–3].

Созданию теории и практики получения сплавов в аморфном состоянии посвящено много работ [4–22]. Установлено, что получать припой в таком виде можно следующими путями: при затверждении из жидкой или газообразной фазы, химическом или электрохимическом осаждении, различных внешних воздействиях на структуру кристаллического твердого тела (например, воздействием интенсивной пластической деформации). Перечисленные выше способы позволяют получать аморфные металлические материалы в виде фольг, лент, пленок, покрытий, порошков, волокон. Способ сверхбыстрой закалки путем осаждения на подложку из газообразного состояния позволяет формировать некристаллическое состояние даже для составов, не поддающихся аморфизации при закалке из расплава. Следует отметить, что полученные таким образом покрытия и пленки обладают меньшей плотностью, чем у материала, закаленного из расплава. Кроме того, для этого способа требуется очень сложное и дорогое оборудование [7]. Отмеченные особенности обуславливают определенные ограничения при практическом применении. Аморфные материалы, полученные физическим и химическим осаждением, отличаются по структуре от материалов такого же состава, полученных сверхбыстрой закалкой из жидкого состояния. Припой, полученные сверхбыстрой за-

калкой расплава, могут быть в аморфном или мелкокристаллическом (в том числе и нанокристаллическом) состоянии. Для производства припоев в аморфном состоянии наиболее широко применяется метод быстрого ($10^4... 10^6$ К/с) затверждения расплава на внешней поверхности быстро-вращающегося диска-холодильника [23, 24]. Жидкий металл под давлением инертного газа проходит через сопло и попадает на внешнюю поверхность вращающегося диска, где затвердевает в виде тонкой ленты, которая снимается с диска благодаря центробежным силам.

Нагрев исходного материала при спиннинговании может осуществляться с помощью высокочастотного, резистивного, электродугового, плазменного и других методов нагрева. Чаще используют высокочастотный нагрев. Он позволяет значительно ускорить процесс нагрева и увеличить производительность, а также способствует лучшему перемешиванию расплава и химической однородности получаемых фольг. Однако при этом сложнее регулировать температуру расплава в заданных узких пределах.

Особые требования предъявляются к материалу диска-холодильника, чистоте обработки его поверхности и биению. Материал диска определяет скорость теплоотвода, адгезию расплава и теплопередачу от него к охладителю. Как правило, используют медные или бронзовые диски. Биение диска не должно превышать 0,01 мм, рабочая поверхность не должна иметь рисок и царапин и обрабатывается до 7-го класса. Иногда на рабочую поверхность диска наносят тонкое покрытие, например, из сульфида молибдена [25].

Для изготовления тиглей используют плавильный кварц, оксидные (на основе Al_2O_3 , ZrO_2 , BeO и др.) или бескислородные (BN , AlN , BCN , Si_3N_4 и др.) керамические материалы. Кварцевые тигли удобны в работе, но стойкие лишь до температуры примерно 1500 °С и могут взаимодействовать со многими расплавами при более низких температурах, чем предел термостойкости [7]. Тигли на основе оксида алюминия работают при более вы-



соких температурах ($>1700\text{ }^{\circ}\text{C}$) и совместимы с большинством технических сплавов, но очень чувствительны к резкому перепаду температур. Для повышения термостойкости керамические тигли покрывают кремнийорганическими соединениями или плавным SiO_2 .

На качество аморфных фольг большое влияние оказывают не только перечисленные выше особенности, но и другие технологические параметры процесса спиннингования. К ним относятся температура жидкого металла, сечение сопла, скорость вращения диска, расстояние между диском и соплом, состав и давление окружающей газовой среды, время контакта охлаждаемого расплава с поверхностью диска, угол встречи капилляра с ободом диска. Необходимый перегрев жидкого металла перед выливом уменьшает скорость охлаждения и в то же время уменьшает вязкость и поверхностное натяжение жидкого металла, в результате чего получается более тонкая аморфная фольга [7]. Определение оптимальной величины перегрева (выше температуры плавления сплава) играет важную роль при получении аморфных материалов. При получении сплавов на основе никеля используют перегрев порядка 75... 100, на основе железа, кобальта и никеля — 30... 200, для сплавов системы железо-бор — 100... 450 $^{\circ}\text{C}$.

Метод спиннингования расплава на внешней цилиндрической поверхности диска применяют в Институте металлофизики и Институте проблем материаловедения НАН Украины для получения быстрозакаленных лент в аморфном и микрокристаллическом состоянии [7]. Этот же метод используют авторы работы [23] для получения аморфных и микрокристаллических припоев в виде гибких пластичных лент толщиной 20... 100 мкм и шириной до 50 мм из труднодеформируемых хрупких сплавов.

Главное преимущество аморфных припоев состоит в том, что они, будучи изготовленными из хрупких материалов, пластичны, т. е. им можно придать любую необходимую форму. Кроме того, эти припои легко дозировать, так как они имеют вид тонких фольг, что дает возможность расположить небольшое количество припоя на поверхности большой протяженности. В этих припоях отсутствует сегрегация элементов, возникающая при охлаждении слитка. Использование хрупких припоев в порошковой форме, как это делалось до появления аморфных сплавов, создает трудности их равномерного размещения на большой поверхности, удаления связки при нагреве в вакууме, возникновение в отдельных точках большой концентрации припоя при крупных фракциях и значительное увеличение оксидов при мелких фракциях. Отмеченное не отрицает применение порошковых припоев вообще, например, в виде паст.

Получение аморфных припоев — крупный успех ученых-материаловедов, оказавший влияние на развитие многих отраслей промышленности. Аморфные припои сделали переворот в пайке, обеспечив возможность создания уникальных конструкций в первую очередь в авиакосмической технике, атомной энергетике, при производстве твердосплавного инструмента. В качестве примера можно

привести такие конструкции, как сотовые панели, компактные пластинчато-ребристые теплообменники из различных материалов (нержавеющих сталей, титановых сплавов, тугоплавких металлов и т. д.). Можно априори утверждать, что наличие технологии производства аморфных сплавов является одним из показателей технического уровня страны в целом.

Поскольку подобные изделия изготавливаются в основном из нержавеющей сталей и титановых сплавов, большая часть исследований была посвящена получению аморфных припоев для пайки этих материалов [11–24, 26–34]. Отечественными и американскими учеными наиболее хорошо изучены сплавы системы Ni–Cr–Si–B [11–24]. Такие стандартные припои, как BNi-1, BNi-2, ВПр-11 легко аморфизируются с получением фольг толщиной 0,025... 0,05 мм. Содержание бора в них не менее 2,5 %.

В США припои с бором и кремнием (BNi-1, BNi-2, BNi-3, BNi-4) появились еще во время Второй мировой войны, в период бурного развития авиации. Тогда не ставился вопрос об аморфизации припоев или получении их в нанокристаллическом состоянии. Они были хрупкие и широко применялись как порошковые припои.

Паяные швы, полученные с применением припоев BNi-2, BNi-3, BNi-4, состоят из трех фаз [18]: γ -твердого раствора на основе никеля, прилегающего к основному металлу, и расположенных в центре паяного шва боридов никеля и эвтектики, состоящей из силицидов и боридов никеля. Хрупкие фазы, расположенные в центре шва, определяют хрупкость соединения в целом, и развитие трещин происходит по этим фазам. Слои γ -Ni, эффективно задерживающий развитие трещин, с повышением температуры пайки и времени выдержки увеличивается за счет других фаз в результате диффузии бора в основной металл. При достаточно больших значениях температуры и времени выдержки паяный шов состоит только из γ -Ni. Эти превращения осуществляются тем быстрее, чем меньше толщина паяного шва. Существенно уменьшить толщину шва позволяет применение припоев в виде тонких аморфных лент [20, 35, 36]. Так, уменьшение толщины фольги припоя 81,2Ni–7,7Cr–4,1B–3,5Si–6,5Fe с 0,125 до 0,025 мм позволяет повысить прочность соединения со 100 до 230 МПа. Кроме малой толщины припоя играет роль то обстоятельство, что фольга расположена непосредственно в зазоре и припою нет необходимости заполнять зазор под действием капиллярных сил, как это происходит при расположении его рядом с зазором.

В 1981 г. фирма «Allied Corporation» (США) получила патент на гомогенную пластичную фольгу припоя толщиной 0,025... 0,06 мм, в которой были охвачены возможные варианты припоев с депрессантами бором, кремнием, фосфором, мас. %: 0... 19B, 0... 12 Si, 0... 22 P, 0... 4 Fe, 0... 21 Cr, Ni — основа. Следует подчеркнуть, что любой из перечисленных элементов в конкретном сплаве может отсутствовать. В рамках этого патента фирма

Таблица 1. Химический состав и интервал плавления аморфных припоев на основе никеля

Марка припоя	Массовая доля элементов, %							Температура (°С) плавления $T_{пл}$ и пайки $T_{п}$, вид припоя
	Cr	Si	B	P	Fe	C	Другие элементы	
MBF 10/10A	13...15	4...5	2,75...3,5	—	4...5	< 0,06	—	970...1040 (фольга)
MBF 15/15A	12...14	4...5	2,5...3,2	—	3,5...5	< 0,03	—	— (фольга)
MBF 30/30A	—	4...5	2,75...3,5	—	≤ 0,5	0,06	—	980...1040 (фольга)
MBF 80/80A	14,5...16	—	3,17...4,2	—	—	< 0,06	—	$T_{п} = 1175$ (лента)
СТЕМЕТ 1301	7	4,6	3,1	—	3	—	—	$T_{пл} = 980$, $T_{п} = 1010...1177$ (лента)
СТЕМЕТ 1311	0,4	4	4	—	5	—	16Co	$T_{пл} = 985$, $T_{п} = 1020...1050$
MBF-50	19	7,3	1,5	—	—	—	—	
MBF-51	15	7,25	1,4	—	—	—	—	1030...1126
ВПр 11	14...16	4...5	1,8...3,2	—	3...5	0,3...1,0	0,1...1Al	980...1050
ВПр 24	6...7	2,5...3,0	0,2...0,3	—	—	—	1 Ti; 10...12 Nb; 8,5...9,5 W; 1,6...2,0 Mo; 4...5 Al	1150...1190, $T_{п} = 1200...1220$ (порошок)
ВПр 27 (Ni-Cr-Al-B)	—	—	—	—	—	—	—	1030...1080, $T_{п} = 1150...1200$, аморфная лента
ВПр 42 (Ni-Cr-Si-B)	—	—	—	—	—	—	—	1050...1070 (порошок, паста, аморфная лента)

«Allied Corporation» предложила ряд сплавов для получения их в аморфном состоянии [14–17]. Они включают сплавы с высоким содержанием бора, кремния, хрома и железа (MBF 10/10A, MBF 15/15A, табл. 1), сплав без хрома (MBF 30/30A) и сплав с высоким содержанием бора и хрома без железа и кремния (MBF 80/80A).

В работе [21] исследована термическая стабильность аморфного припоя BNi-2 методами внутреннего трения, просвечивающей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции, дифференциального термического анализа. Установлено, что кристаллизация начинается с гомогенного зарождения кристаллов твердого раствора на основе никеля, имеющих значительное количество дефектов, на которых впоследствии выделяются интерметаллидные фазы и бориды. Завершается процесс кристаллизации устранением дефектов, исчезновением метастабильных фаз и формированием границ зерен с малой степенью искривленности. Результаты многолетних исследований в этой области приведены в работе [11]. Подчеркивается, что в течение пайки при высокой температуре бор активно диффундирует в нержавеющую сталь, прилегающую к шву, и формирует боридные фазы по границам зерен. Большое количество фаз снижает усталостную прочность и коррозионную стойкость стали. Кроме того, большое количество бора приводит к большой эрозии тонких элементов сотовых панелей и пластинчато-ребристых теплообменников.

С учетом отмеченного выше, авторы работы [11] предлагают сплав на основе припоя BNi-5 (MBF-50, табл. 1), где снижено содержание бора до 1,5%. Предложенный авторами сплав системы Ni-15Cr-7,25Si-1,4B (MBF-51, табл. 1) позволяет

получить аморфную фольгу толщиной 0,05...0,06 мм при ширине до 200 мм, что явилось огромным достижением. Авторами работы [11] подробно исследованы свойства соединений после сложных режимов термообработки и достигнуты удовлетворительные свойства паяных соединений. Однако даже после оптимальной термообработки по границам зерен основного металла, прилегающего к шву, обнаруживаются бориды.

Тем не менее, аморфные припои обеспечивают более высокие свойства паяных соединений, чем порошковые, и могут заменять остродефицитные золото-никелевые припои. В работе [37] исследованы свойства соединений из нержавеющей стали AISI 410, полученных с помощью припоев систем Ni-82Au и Ni-Cr-Si-B (типа BNi-1, BNi-2 и BNi-3). Последние применяли в виде фольги толщиной 0,036 мм. Образцы паяли в вакуумной печи, после пайки их подвергали термической обработке путем аустенизации при температуре 982 °С с последующей закалкой в азоте и отпуском при температуре 565 °С. Сравнивали результаты механических испытаний (сопротивления на срез при температуре 538 °С), пластичности, исследовали коррозионные свойства в парах 10%-го раствора NaCl в H₂O при температуре 538 °С в течение 336 ч. Все образцы при прочностных испытаниях разрушались по основному металлу. Показано, что деформация образцов при угле скручивания 90° не приводит к образованию трещин при использовании золото-содержащего припоя и BNi-1. Соединения, полученные с помощью припоя BNi, характеризуются менее интенсивной питтинговой коррозией основного металла относительно соединений, полученных с помощью припоев системы Ni-82Au. На-



Таблица 2. Припой для пайки сплавов на основе титана и их свойства

Марка припоя	Состав, мас. %	Температура пайки, °С	Температура плавления, °С	
			солидус	ликвидус
TiBraze 375	Ti-37,5Zr-15Cu-10Ni	850...880	825	835
TiBraze 240	Ti-24Zr-16Cu-16Ni-0,5Mo	890...920	835	850
TiBraze 260	Ti-26Zr-14Cu-14Ni-0,5Mo	880...920	840	860
TiBraze 200	Ti-20Zr-20Cu-20Ni	870...900	848	856
TiBraze 15-15	Ti-15Cu-15Ni	980...1050	902	950
TiBraze 15-25	Ti-15Cu-25Ni	930...950	901	915
TiBraze70Ag	Ag-27Cu-(4-5)Ti	850...900	780	800
СТЕМЕТ 1201	Ti-12Ni-12Zr-24Cu	900...1000	830	955
СТЕМЕТ 1202	Ti-12Ni-12Zr-22Cu-1,5Be-0,8V	850...950	748	857
СТЕМЕТ 1203	Ti-50Cu	1000...1050	950	990
СТЕМЕТ 1204	Cu-28Ti	1000...1100	—	875
СТЕМЕТ 1406	Zr-11Ti-14Ni-13Cu	900	770	833
СТЕМЕТ 1409	Zr-11Ti-14Ni-12Cu-2Nb-1,5Be	750...859	685	767
ВПp16	Ti-(22-24)Cu-(8,5-9,5)Ni-(12-13,5)Zr	920...970	880	890
ВПp28	Ti-16,5Cu-15,5Ni-23Zr	850...870	830	840

именной коррозионной стойкостью характеризуются соединения, полученные с помощью припоев, в которых содержание хрома меньше 6 % или отсутствует.

Для пайки титана и его сплавов применяется большое количество припоев, например, серебряных, алюминиевых, титановых. В то же время нужно отметить, что в последние годы на мировом рынке преобладают припои на основе титана. В США это в основном система Ti-Cu-Ni в различном виде (быстрокаленном, прокатанном или порошковым), в странах СНГ — система Ti-Zr-Cu-Ni также в различном виде. Все эти сплавы (табл. 2) по составу близки к эвтектическим и обеспечивают хорошие механические свойства и коррозионную стойкость паяных соединений. Наиболее приемлемыми для пайки тонкостенных конструкций являются припои системы Ti-Zr-Cu-Ni, которые обладают малой эрозивной активностью по отношению к основному металлу.

Во второй половине 1970-х годов в ИМЕТ им. А. А. Байкова были начаты исследования по разработке научных основ создания аморфных сплавов на основе черных, цветных и редких металлов, не содержащих элементов аморфизаторов-неметаллов (бора, фосфора, кремния и др.). Было создано оборудование для производства аморфных металлических сплавов в вакууме и инертной атмосфере, разработаны новые аморфные сплавы на основе легких, тугоплавких, в том числе химически активных металлов. При изучении склонности сплавов к аморфизации принимался во внимание определенный комплекс физико-химических параметров, характеризующих индивидуальные свойства исходных компонентов сплава (размерные соотношения атомных радиусов и положение в периодической системе Д. И. Менделеева), характер их взаимодействия в данной системе, а также расчет термодинамических параметров и температуры стеклования [22, 32]. Установлена связь между

склонностью сплавов к объемной аморфизации, их химическими свойствами и диаграммами состояния. Установлено, что объемно-аморфизирующиеся сплавы можно получить в эвтектических системах, в которых при медленном затвердевании расплава велика вероятность образования двух, трех и большего количества интерметаллических фаз со сложной кристаллической структурой типа Франка — Каспера, например σ - или μ -фазы, фазы Лавеса, а также тройных интерметаллидов (при наличии нонвариантных превращений) наряду с образованием указанных выше двойных интерметаллидов. К числу металлических объемно-аморфизирующихся сплавов относятся сплавы системы Ti-Cu-Ni, Ti-Zr-Cu-Ni, Zr-Ti-Ni, Cu-Zr-Ti и др. Так, в сплаве Ti10-Zr40-Cu50 удалось получить ленты толщиной более 1,5 мм и стержни диаметром до 4 мм с аморфной структурой. Высокая способность этих сплавов к объемной аморфизации обусловлена взаимодействием двойных интерметаллических соединений TiCu, Zr₂Cu, ZrCu_{3,6} и ZrCu с тройной фазой Лавеса TiZrCu₄ [22].

В последние годы отмечено дальнейшее исследование сплавов этой серии. Так, разработаны припои системы Zr-Ti-Cu-Ni-Mg [33, 38], которые имеют низкую критическую скорость охлаждения ($10^3...10^4$ К/мин), что позволяет получать с помощью литья полосу шириной 2...20 мм и плоскую проволоку шириной 0,8...2 мм при толщине 0,15...0,3 мм с аморфной структурой. Сравнительно низкая температура плавления (805...825 °С) и сходный с титаном и цирконием коэффициент линейного расширения обеспечивают образование паяного соединения без остаточных напряжений и химической неоднородности, а также имеющее прочность, пластичность, вакуумную плотность и коррозионную стойкость, подобные основному металлу. Лента выдерживает до десяти перегибов и обеспечивает высокие свойства паяных соеди-

нений: сопротивление срезу 330 МПа, ударная вязкость 60 Дж/см² [38]. Отмечается [39, 40], что аморфные припои на основе титана и циркония позволяют производить пайку при температуре ниже температуры α - β -превращения (880 °С), когда полностью сохраняется мелкодисперсная структура основного металла. Некоторое дополнительное снижение температуры пайки припоями на основе системы Ti-Zr-Cu-Ni достигнуто путем легирования бериллием (СТЕМЕТ 1202 и 1409) [34].

Авторы работы [26] отмечают, что при закалке металлических расплавов со скоростями 10⁴...10⁶ м/с фиксируется состояние пересыщенного твердого раствора с соответствующей концентрацией элементов в расплаве. Благодаря быстрому охлаждению однородного расплава в закристаллизованном сплаве формируется аморфная или нанокристаллическая структура с гомогенным по объему распределением легирующих элементов.

Высокая химическая однородность припоя обеспечивает узкий интервал плавления и равномерное плавление припоя по объему, хорошее смачивание поверхности и высокую капиллярную активность припоя, а также высокую диффузионную активность компонентов. Это обуславливает равномерное распределение компонентов в зоне пайки, уменьшает вероятность образования как непропаев, так и хрупких фаз, и в итоге обеспечивает оптимальную прочность соединений и их высокую коррозионную стойкость. В классическом понимании зона пайки отсутствует, а имеется узкая зона, обогащенная компонентами припоя, что представляет собой гомогенный сплав переходного состава [26].

Работ, посвященных разработке аморфных припоев на основе меди, заметно меньше, чем на основе никеля и титана, но успехи в этом отношении значительны.

В 1981 г. фирмой «Allied Corporation» [41] для применения в качестве припоя для пайки деталей из меди и ее сплавов предложена гомогенная пластичная стекломаталлическая фольга следующего состава (ат. %): 5...10 Ni, 15...20 P, Cu — основа. Наиболее технологичный состав фольги (мас. %): 9...11 Ni, 17...19 P, Cu — основа. Толщина фольги 0,025...0,625 мм. Температура солидуса сплава примерно 630, ликвидуса 680...814 °С в зависимости от состава. В 1985 г. той же фирмой предложен состав на основе меди [42], содержащий (ат. %): 10...52 Ni, 2...10 Sn, 10...15 P, Cu — остальное при соблюдении условия 85...90 % (Cu + Ni + Cu). Температура ликвидуса сплавов 645...863, солидуса 610...825 °С. Аморфная структура получается при сверхбыстрой закалке со скоростью более 10⁵ °С/с на поверхность охлаждаемого барабана, вращающегося с большой скоростью.

В работе [43] исследовали физические, технологические и механические характеристики припоев MBF 2002P (78Cu-10Ni-4Sn-8P) (мас. %) и MBF 2005P (77Cu-6Ni-10Sn-7P) (мас. %) в виде полос фольги толщиной 0,025 мм и шириной 25...50 мм, полученной способом кристаллизации струи расплава на вращающийся медный валок

для достижения скорости охлаждения 10⁶ °С/с и получения аморфной структуры припоя. Температурные интервалы плавления этих припоев соответственно равны 610...645 и 585...647 °С. Припои могут успешно использоваться взамен серебряных. Они дешевле и не содержат токсичного кадмия. Главными областями их применения является производство теплообменников, электрических контактов, медных изделий. Смачиваемость и растекаемость этих припоев лучше, чем у припоев VAg-1 (~40 % Ag) и VCuP-5. Прочностные свойства соединений из меди, паяных этими припоями (временное сопротивление разрыву, прочность на срез, ударная вязкость), такие же или лучше, чем у соединений с припоями VAg-1 и VCuP-5. Количество никеля и скандия в них не ухудшает прочностные характеристики соединений и не повышает эрозионную активность припоев. Оптимальное количество никеля в этих припоях составляет 6 %.

В работе [44] измерено электросопротивление паяных соединений Cu-Cu, полученных с использованием традиционных серебряных припоев VAg-1 (45Ag15Cu16Zn24Cd), VAg-4 (40Ag30Cu25Zn5Ni) и VCuP-5 (15Ag80Cu5P), а также аморфных припоев на основе меди METGLAS серии 2002 (78Cu10Ni4Sn8P) и 2005 (77Cu6Ni10Sn7P). Пайку производили в атмосфере азота при температуре, на 100 °С превышающей температуру ликвидуса сплава, время пайки составляло 16 мин. Электропроводность соединений, паянных аморфными сплавами и припоями с высоким содержанием серебра, имеют близкие значения.

Приведенные выше данные свидетельствуют, что аморфные и нанокристаллические припои перспективны для применения во многих отраслях промышленности, поэтому целесообразно продолжить исследования в этом направлении.

1. Андриевский Р. А., Глезер А. М. Размерные эффекты в нанокристаллических материалах. 1. Особенности структуры. Термодинамика. Фазовые равновесия. Кинетические явления // Физика металлов и металловедение. — 1999. — № 1. — С. 50-73.
2. Андриевский Р. А. Направления современных исследований в области наночастиц // Порошк. металлургия. — 2003. — № 11/12. — С. 96-101.
3. Носкова Н. И. Структура, прочность и пластичность нанокристаллических и аморфных материалов // Физика металлов и металловедение. — 1998. — № 2. — С. 101-116.
4. Ковнеристый Ю. К. Аморфные стеклообразные металлические материалы. — М.: Наука, 1992. — 190 с.
5. Аморфные металлические сплавы / Ф. Е. Люборский, Х. А. Дэвис, Х. Х. Либерман и др. / Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1987. — 582 с.
6. Аморфные металлические материалы / Под ред. А. И. Манохина. — М.: Наука, 1984. — 156 с.
7. Аморфные металлические сплавы / В. В. Немошкеленко, А. В. Романов, А. Г. Ильинский и др. — Киев: Наук. думка, 1987. — 248 с.
8. Шпак А. П., Куницкий Ю. А., Лысов В. И. Кластерные и наноструктурные материалы. — Т. 2. — Киев: Академперіодика, 2002. — 540 с.
9. Куницкий Ю. А., Коржик В. Н., Борисов Ю. С. Некристаллические металлические материалы и покрытия в технике. — Киев: Техника, 1988. — 198 с.
10. Ковнеристый Ю. К., Оситов Э. К., Трофимова У. А. Физико-химические основы создания аморфных металлических сплавов. — М.: Наука, 1983. — 145 с.
11. Rabinkin A., Wenski E., Ribaud A. Brazing stainless steel using a new MBF-series of Ni-Cr-B-Si amorphous brazing foils // Welding J. — 1998. — № 2. — P. 66-75.

12. Wittke K. Loeten mit «Amorphen» Loeten // Schweisstechnik. — 1986. — **36**, № 3. — S. 97, 100–102.
13. Szwieczek D., Tyrlík-Held J. Application of amorphous ductile tapes of nickel based alloys in brazing processes // Zvaranie-Svarovani (Welding). — 1999. — **48**, № 1. — P. 3–5.
14. METGLASS MBF 10/10A (metallic-glass brazing alloy) // Alloy Digest. — 1981. — № 7–9.
15. METGLASS MBF 15/15A (metallic-glass brazing alloy) // Ibid. — 1983. — № 7.
16. METGLASS MBF 30/30A (metallic-glass brazing alloy) // Ibid. — 1981. — № 11–12.
17. METGLASS MBF 80/80A (metallic-glass brazing alloy) // Ibid. — 1983. — № 5–6.
18. Johnson R. The use of TETIG diagrams in high temperature brazing // Welding J. — 1981. — **60**, № 10. — P. 185–193.
19. Amorphous foils — a natural for jet tailpipe brazing // Ibid. — 1983. — **62**, № 10. — P. 57–58.
20. Pat. 4314661 USA. Homogeneous ductile brazing foils / N. J. De Cristofaro, P. Sexton (Allied Corp.). — Заявл. 09.04.81. — Оpubл. 09.02.82.
21. Cieslak L., Poloczek T., Griner S. Thermal stability of amorphous BNi-2 alloy // Arch. hutn. — 1986. — **31**, № 3. — P. 439–455.
22. Ковнеристый Ю. К. Объемно-аморфизующиеся металлические сплавы. — М.: Наука, 1999. — 80 с.
23. Аморфные ленточные припои для высокотемпературной пайки. Опыт разработки технологии производства и применения / Б. А. Калинин, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков и др. // Свароч. пр-во. — 1996. — № 1. — С. 15–19.
24. Влияние структурного состояния припоя на физико-механические свойства паяных соединений / Б. А. Калинин, А. Н. Плющев, В. Т. Федотов и др. // Там же. — 2001. — № 8. — С. 38–41.
25. Пат. 296862 ГДР, МКИ³ В 21 В 1/00, В 22 D 11/06. Verfahren zur Herstellung von Halbzeug, insbesondere von Metallbandern durch Schnellerstarrung / H. Mulbach, L. Illgen, H. Pfannkuchen, Alius Eberhard. — Заявл. 06.02.89; Оpubл. 19.12.91.
26. Опыт применения быстрозакаленных припоев для соединения конструкционных материалов / Б. А. Калинин, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков и др. // Перспективные материалы. — 2001. — № 6. — С. 82–87.
27. Разработка аморфного ленточного припоя для пайки дистанционирующих решеток / А. Н. Плющев, Т. Т. Мамедова, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков // Новые конструкционные материалы: Материалы науч.-практ. конф. материаловедческих обществ России. — М.: МИФИ, 2000. — С. 58–59.
28. Использование аморфных припоев серии «СТЕМЕТ» при изготовлении из разнородных материалов малогабаритных изделий в атомной технике / А. Д. Юрченко В. Ф. Соколов, С. М. Кутузов и др. // Там же. — С. 63.
29. Калинин Б. А., Федотов В. Т., Севрюков О. Н. Опыт применения быстрозакаленных припоев для соединения конструкционных материалов // Там же. — С. 91–92.
30. Севрюков О. Н., Федотов В. Т. Новые аморфные припои для пайки титана и его сплавов // Там же. — С. 107–108.
31. Применение быстрозакаленных припоев для пайки конструктивных элементов термоядерных реакторов / Б. А. Калинин, О. Н. Севрюков, В. Т. Федотов, А. Н. Плющев // Свароч. пр-во. — 2004. — № 12. — С. 45–50.
32. Лада И. А., Ковнеристый Ю. К., Юрьев А. А. Расчет термодинамических и кинетических характеристик расплавов переходного металла методом нелокального модельного псевдопотенциала // Расплавы. — 1991. — № 2. — С. 20–38.
33. Amorphous solders for brazing products made of titanium and zirconium / J. Korolev, A. Sukhachyov, V. Molokanov, V. Chebotnikov // DVS. — 1992. — **148**. — P. 116.
34. Аморфные припои «СТЕМЕТ» для высокотемпературной пайки / Б. А. Калинин, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков и др. // Современное состояние и перспективы развития высокотемпературной пайки, М.: 24–25 нояб. 2004 г. — М., ЦРДЗ, 2004. — С. 29–31.
35. А. с. 1673352 СССР, МКИ³ В 23 К 35/32. Припой для пайки коррозионно-стойкой стали / И. П. Чекунов, С. В. Орлов, В. С. Арапов и др. — Заявл. 29.09.89; Оpubл. 30.08.91, Бюл. № 32.
36. Biegsame Folie zum Hartloeten hat eine Breite von 152 mm // Maschinenmarkt. — 1991. — **97**, № 46. — S. 172.
37. Comparison of gold-nickel with nickel base metallic glass brazing foils / D. Bose, A. Datta, N. De Cristofaro // Welding J. — 1981. — **60**, № 10. — P. 29–34.
38. А. с. 1580722 СССР, МКИ³ В 23 К 35/32. Припой для пайки титана и его сплавов / В. Н. Чеботников, А. П. Сухачев, В. В. Молоканов и др. — Заявл. 09.12.88; Оpubл. 15.05.91, Бюл. № 18.
39. Brazing of titanium using low melting point Ti-base filler metals / M. W. Ko, A. Suzumura, T. Onzama // Titanium 1990; Prod. and Appl.: Proc. Techn. Program. Intern. conf., Dayton, Ohio, 1990. — Dayton (Ohio), 1990. — Vol. 2. — P. 592–601.
40. Watanabe Takehiko, Hoshimo Manabu. Brazing of titanium using Zr-base filler metals // Есэцу гакай ромбунсю = Quart. J. Jap. Weld. Soc. — 1991. — **9**, № 3. — P. 372–379.
41. Pat. 4209570 USA, МКИ С 22 С 9/10, С 25 D 7/06, НКИ. Homogeneous brazing foils of copper based metallic glasses / N. J. De Cristofaro, Henschel Clanobe, Mt.; Allied Chemical Corp. — Заявл. 02.10.78. — Оpubл. 24.06.80.
42. Pat. 4460658 USA МКИ С 22 С 9/06, В 22 D 15/02, НКИ 428/606. Homogeneous low melting point copper based alloys / Bose Debasis, Datta Amitava, J. De Cristofaro; Allied Corp. — Заявл. 20.09.82; Оpubл. 17.07.84.
43. Datta A., Rabinkin A., Bose D. Rapidly solidified copper-phosphorus base brazing foils // Welding J. — 1984. — **63**, № 10. — P. 14–21.
44. Rabinkin A. Resistance of copper/copper joints brazed with silver-base and amorphous Metglas alloys // Mater. Lett. — 1984. — **2**, № 6A-6B. — P. 487–491.

Different methods for production of alloys in the amorphous and nanocrystalline states are considered. It is shown that the main advantage of amorphous brazing filler alloys consists in the fact that they are produced in the form of thin plastic foils, which can be used as inserted elements of any shape to fabricate unique structures, primarily for aerospace and atomic power engineering. High chemical homogeneity of amorphous brazing filler alloys and their narrow melting point ranges provide good wetting of the surface treated, decrease in the probability of formation of lacks of penetration and brittle phases, thus ensuring high strength of the brazed joints.

Поступила в редакцию 25.03.2005

К ВОПРОСУ ВЫБОРА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ЭЛЕМЕНТОВ ГЦТ Ду 850 ПРИ ЗАМЕНЕ ПАРОГЕНЕРАТОРОВ ПГВ-1000М НА АЭС

А. К. ЦАРЮК, В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, В. В. ВОЛКОВ, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
А. И. БЫВАЛЬКЕВИЧ, В. В. ПОДЪЯЧЕВ, Н. А. ИВАНОВ, инженеры
(ОП «Атомремонтсервис» НАЭК «Энергоатом», г. Славутич),
Н. В. НЕМЛЕЙ, А. П. МИРОШНИЧЕНКО, А. В. БАЖУКОВ, инженеры
(ОП «Южно-Украинская АЭС», НАЭК «Энергоатом», г. Южноукраинск)

Для получения качественных соединений элементов главного циркуляционного трубопровода с патрубками парогенератора рекомендовано вместо ручной сварки использовать автоматическую аргонодуговую сварку с присадочной проволокой диаметром 0,8...0,9 мм, которая прошла испытания и аттестацию. Предложенный процесс позволяет уменьшить трудозатраты, сократить цикл сварочных работ, обеспечить высокое и стабильное качество сварных соединений, а также снизить дозу радиационного воздействия на персонал АЭС при выполнении сварочных работ.

Ключевые слова: дуговая сварка, трубопроводы, парогенератор, технология сварки, неплавящийся электрод, сварочная проволока, защитный газ, химический состав, механические свойства

В современных условиях атомная энергетика вносит весомый вклад в экономику Украины — около 50 % всей производимой в настоящее время электроэнергии вырабатывается на четырех атомных станциях с 15 действующими энергоблоками, оснащенными реакторами типа ВВЭР-1000 и ВВЭР-440.

Однако атомные электростанции (АЭС) являются потенциальными техногенноопасными объектами, аварии на которых могут привести к непоправимым последствиям. В связи с этим контроль за состоянием технологического оборудования и своевременное устранение его повреждений являются основными условиями надежности работы АЭС. Поскольку требования к безопасности ядерных энергетических установок чрезвычайно высокие и продолжают ужесточаться, особое значение приобретает проблема ремонта компонентов оборудования и трубопроводов АЭС с целью продления их ресурса.

В реакторах ВВЭР-1000 в наиболее жестких условиях эксплуатации работают парогенераторы (ПГ) типа ПГВ-1000М [1, 2]. В них дефекты чаще всего образуются в теплообменных трубках, и поскольку пока практически не существует эффективных способов их ремонта, то после «глушения» допустимого их количества, вышедшие из строя ПГ заменяют, что включает проведение комплекса технологических операций [3]. Наиболее сложные и дорогостоящие из них — это стыковка, сварка, термообработка и контроль качества сварных соединений главного циркуляционного трубопровода (ГЦТ) Ду 850 с коллекторами ПГ в монтажных условиях. Цикл операции составляет около 20 сут. Трубопровод ГЦТ Ду 850 и коллектор

ПГ изготовлены из легированной стали перлитного класса марки 10ГН2МФА (ТУ 108.1197–83), плакированной по внутренней поверхности аустенитной сталью марки ЭИ-898 (04Х20Н10Г2Б). Толщина основного перлитного металла составляет 60 мм, плакировки — 5...7 мм.

В настоящее время основным способом соединения элементов ГЦТ Ду 850 с патрубками ПГ является ручная дуговая сварка (РДС) покрытыми электродами и ручная аргонодуговая сварка (РАДС) вольфрамовым электродом с присадкой [3, 4]. Корневые швы выполняют РАДС с присадкой сварочной проволоки Св-08Г2С диаметром 2...3 мм, а заполнение разделки — электродами ПТ-30 диаметром 4 мм. Сборку и сварку осуществляют с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры 120...250 °С. Для наплавки промежуточного плакирующего слоя применяют электроды ЗИО-8, второго слоя — электроды ЭА-898/21Б; допускается также выполнение обоих слоев на всю толщину электродами марки ЦЛ-25/1.

Однако применение РДС и РАДС при соединении элементов ГЦТ Ду 850 с коллекторами ПГ, относящихся к I категории сварных соединений оборудования и трубопроводов группы А [5–7], связано не только со значительными трудозатратами и длительным циклом сварочных работ, но и с необходимостью обеспечения требуемого качества сварных соединений [4]. В связи с этим целесообразно для выполнения указанных соединений использовать механизированную сварку.

Традиционная РАДС по сравнению с другими способами сварки является процессом с низкой производительностью. Однако этот способ сварки имеет свои преимущества, например, высокое качество сварного шва, отсутствие шлака и окисления на поверхности шва. При этом по таким показателям, как плотность металла шва и незначительное



количество дефектов, этот способ сварки превосходит большинство традиционных, имеющих более высокую производительность наплавки. Благодаря стабильности и возможности безопасной работы в различных условиях РАДС можно легко автоматизировать и механизировать. В случае необходимости обеспечения высокого уровня механических свойств металла шва применяют автоматическую аргонодуговую сварку (ААрДС) [8, 9].

Для достижения трещиностойких сварных соединений ААрДС является наиболее надежным способом сварки. Благодаря ААрДС получают корень шва с оптимальной геометрией [10], при этом не требуется послесварочная машинная обработка, шлифовка, зачистка и пр.

Анализ существующих способов механизированной сварки показал, что для сварки элементов ГЦТ Ду 850 наиболее эффективной является ААрДС. Технология ААрДС способствует снижению трудоемкости сварочных работ и сокращению сроков их выполнения, обеспечивает высокое и стабильное качество сварных соединений и снижение дозы радиационного воздействия на персонал при выполнении сварочных работ. Опыт применения ААрДС для изготовления трубопроводов Ду 850 из стали 08Х18Н10Т при сооружении АЭС с реакторами ВВЭР-440 подтверждает высокое качество сварных соединений и эффективность указанной технологии [11].

При разработке методики проведения опытно-технологических работ исходили из следующих основных положений:

все работы по созданию технологии выполняются в полном соответствии с правилами и нормами, применяемыми в атомной энергетике [5–7];

технология ААрДС разрабатывается применительно к проектной разделке кромок (рис. 1) в соответствии с [7], поскольку в настоящее время отсутствует специализированное портативное оборудование для механической обработки на монтаже патрубков коллекторов ПГ под узкую разделку кромок (ПГ поставляется заводом-изготовителем со стандартной разделкой кромок на патрубках);

ААрДС должна использоваться для выполнения горизонтальных швов на вертикальной плоскости; выбираются необходимые сварочные материалы; уточняется температура предварительного и сопутствующего подогрева; определяется оптимальный тепловой режим сварки; уточняется режим послесварочной термообработки; проводится отработка выбранной технологии и изучаются физико-химические показатели сварных соединений; обобщаются результаты и готовятся технологические рекомендации.

В соответствии с [7] для аргонодуговой сварки стали 10ГН2МФА рекомендуется применять сварочную проволоку марки Св-10ГНМА, содержащую кремния не менее 0,22 мас. %. Технические условия ТУ 14-1-2869-79 на указанную проволоку ограничивают содержание в ней кремния (не более 0,30 мас. %). При этом исключить возможность образования пористости в сварных швах при аргонодуговой сварке можно только при использовании сварочной проволоки с содержанием крем-

ния 0,26...0,30 мас. % [4]. Поскольку указанная сварочная проволока в основном предназначена для сварки под флюсом, указанное содержание кремния в ней встречается крайне редко. Кроме того, такая проволока производится только в РФ.

В связи с изложенным выше для обеспечения качества и требуемых свойств сварных соединений элементов ГЦТ Ду 850 из плакированной стали 10ГН2МФА, полученных ААрДС, требуется стандартная сварочная проволока с аналогичной системой легирования и содержанием кремния не менее 0,26...0,30 мас. %. В ходе маркетингового поиска такой сварочной проволоки сопоставляли сварочные проволоки-аналоги производства различных фирм, их химический состав и механические свойства наплавленного металла. Полученные результаты показали, что при ААрДС целесообразно использовать отечественную сварочную проволоку Св-08Г1НМА фирмы «Кродекс» (Украина), которая отличается от базовой марки Св-10ГНМА [7] оптимальным (до 0,45 мас. %) содержанием кремния, повышенным (до 1,5 мас. %) марганца и пониженным (до 0,7 мас. %) никеля.

Оценивая химический состав проволоки Св-08Г1НМА (ТУ 14-15-373-95), необходимо отметить, что в процессе сварки создаются предпосылки для снижения вероятности образования пористости в наплавленном металле, повышения его трещиностойкости и обеспечения требуемого уровня механических свойств (превышающего уровень свойств базовой проволоки).

Проведены предварительные исследования возможности использования сварочной проволоки Св-08Г1НМА для ААрДС элементов трубопроводов из стали 10ГН2МФА. С этой целью выполнены работы по выбору оптимальной газовой защиты при сварке неплавящимся электродом со сварочной проволокой Св-08Г1НМА, изучению механических свойств металла шва сварных соединений стали 10ГН2МФА, оценке качества и структуры металла шва и ЗТВ стали 10ГН2МФА с учетом требуемой послесварочной термической обработки.

При сварке неплавящимся электродом в инертных газах наиболее широко применяют аргон, гелий и их смеси. С целью поиска оптимальной газовой защиты для ААрДС стали 10ГН2МФА со сварочной проволокой Св-08Г1НМА опробовали несколько вариантов: чистый аргон, 70 % Ar + 30 % He, 50 % Ar + 50 % He и 30 % Ar + 70 % He. При всех указанных вариантах газовой защиты обеспечивается стабильность дуги и высокое качество сварных швов. Однако при сварке в стандартную разделку в чистом аргоне защита дуги и сварочной ванны от воздуха более надежна, чем при использовании смеси гелия и аргона. Высокое содержание гелия в смеси приводит к повышению напряжения на дуге, в результате повышается температура сварочной ванны и как следствие увеличивается проплавление основного металла, а также жидкотекучесть сварочной ванны, что требует повышенного (до 1800 л/ч) расхода газовой смеси и способствует выгоранию легирующих элементов.

Анализ различных вариантов газовой защиты показал, что наиболее приемлемым для сварки

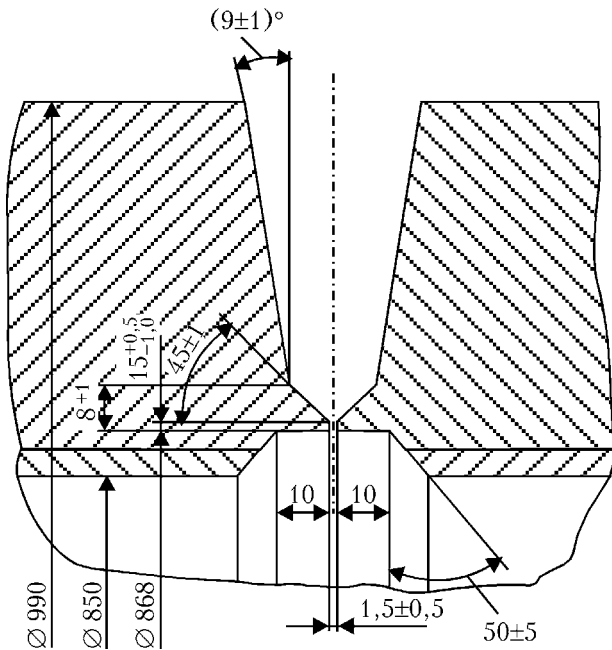


Рис. 1. Схема стандартной разделки кромок сварных соединений, полученных способом ААрДС неплавящимся электродом с применением сварочной проволоки

стандартной разделки является ААрДС в чистом аргоне. Этот выбор связан в первую очередь с надежностью защиты в чистом аргоне, повышенной жидкотекучестью при сварке в смеси гелия с аргоном. При сварке в узкощелевую разделку для гарантированного сплавления наплавленного металла с кромками разделки целесообразнее применять смесь 30 % Ag + 70 % He и 50 % Ag + 50 % He.

Для ААрДС использовали стыковые соединения пластин размером 350×80 мм толщиной 40 мм из стали 10ГН2МФА со стандартной разделкой кромок (рис. 1). В качестве присадки использовали сварочную проволоку Св-08Г1НМА диаметром 0,9 мм. ААрДС стыковых соединений осуществляли в нижнем положении.

Для исследования склонности сварных соединений к образованию холодных трещин и уточнения температуры предварительного подогрева использовали методы количественной и качественной оценки. Количественную оценку трещиностойкости сварных соединений стали 10ГН2МФА выполняли на образцах-имитаторах по методике вставок (имплант), основанной на оценке прочностных и деформационных характеристик замедленного разрушения. Для качественной оценки сваривали жесткую технологическую пробу типа «Теккен». Полученные результаты исследований показали, что для обеспечения трещиностойкости сварных соединений, выполненных ААрДС с использованием присадочной проволоки Св-08Г1НМА, требуется предварительный и сопутствующий подогрев до

температуры 150 °С. При этом резко возрастает способность металла шва и ЗТВ выдерживать высокий уровень нагружения. Кроме того, такой подогрев способствует снижению концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле до 1,5 см³/100 г.

Режим сварки корневого шва выбирали исходя из результатов получения полного провара и обеспечения норм выпуклости корня шва [6]: сварочный ток $I_{св} = 140$ А; напряжение на дуге $U_{д} = 9,5$ В; скорость сварки $v_{св} = 4,5$ м/ч; скорость подачи сварочной проволоки $v_{пр} = 400$ м/ч (подача в «хвост» сварочной ванны); расход аргона 800 л/ч.

Режим сварки при заполнении разделки выбирали по результатам формирования и обеспечения надежного сплавления шва со стенками разделки и между отдельными проходами: $I_{св} = 250$ А; $U_{д} = 11,5$ В; $v_{св} = 5,5$ м/ч; $v_{пр} = 900$ м/ч (подача проволоки в «голову» сварочной ванны; неплавящийся электрод — вольфрам марки ЭВТ-15 диаметром 3 мм); расход аргона — 850 л/ч.

В процессе сварки стыков проводили послойный визуальный и измерительный контроль, объем которого составлял 100 %.

После сварки соединения подвергали термической обработке по режиму окончательного высокого отпуска [7]: нагрев до 650 °С, выдержка этой температуры в течение 6 ч, охлаждение с печью до 200 °С, а затем — на воздухе.

Результаты ультразвукового контроля (УЗК) (100 %) и рентгенографического контроля (РГК) (100 %) показали, что в сварных соединениях, подвергнутых термообработке, дефекты отсутствовали. Результаты химического анализа и механических испытаний приведены соответственно в табл. 1 и 2. Полученные данные показали, что механические свойства наплавленного металла полностью соответствуют предъявляемым требованиям. При этом прочностные характеристики σ_T , σ_B и показатели пластичности δ_5 , ψ выше требуемых. Критическая температура хрупкости, определяемая по ударной вязкости (59 Дж/см²) и вязкости волокна в изломе разрушенных образцов (более 50 %), соответствует температуре -7 °С, что также согласуется с существующими нормами [4].

Исследования макро- и микроструктуры сварных соединений показали, что в металле шва и в ЗТВ отсутствуют поры, трещины, несплавления, шлаковые включения и другие дефекты. Для металла шва и ЗТВ после сварки и термообработки в основном характерна бейнитная структура, а также незначительное содержание ферритно-перлитной составляющей. Это обеспечивает хорошие механические свойства сварных соединений и их сопротивляемость развитию трещин.

Таблица 1. Химический состав (мас. %) основного и наплавленного металла

Объект исследования	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
Сталь 10ГН2МФА	0,13	0,24	1,29	0,24	1,09	0,48	0,07	0,011	0,019
Сварочная проволока Св-08Г1НМА	0,09	0,66	1,70	0,10	0,68	0,95	0,02	—	—
Металл шва	0,05	0,38	1,31	0,06	0,68	0,60	0,02	0,011	0,019



Таблица 2. Механические свойства металла шва сварных соединений стали 10ГН2МФА, выполненных ААрДС с использованием сварочной проволоки Св-08Г1НМА

Объект исследования	Температура испытания, °С	σ_r , МПа	σ_n , МПа	δ_5 , %	ψ , %
Металл шва	+20	<u>447,6...495,7</u> 471,7	<u>628,4... 648,1</u> 638,3	<u>19,7...26,0</u> 22,9	<u>75,1...76,5</u> 75,8
	+350	<u>437,6...454,1</u> 445,9	<u>587,0...591,6</u> 589,3	<u>25,8...29,3</u> 27,55	<u>73,0...73,2</u> 63,1
Сталь 10ГН2МФА	+20	594,1 595,2	694,7 689,2	16,0 17,7	45,9 53,0
Требования по [6] (приложение 5, табл. П5.4)	+20	343	539	16,0	55,0
	+350	294	490	14,0	50,0

Продолжение табл. 2

Объект исследования	KCV (Дж/см ²) при температуре, °С				Критическая температура хрупкости, °С
	+20	0	-10	-20	
Металл шва	<u>206,2...215,3</u> 210,9	<u>43,4...146,1</u> 90,4	<u>36,3...73,8</u> 59,1	<u>30,7...41,6</u> 36,2	-7
Сталь 10ГН2МФА	—	—	—	—	—
Требования по [6] (приложение 5, табл. П5.4)	—	—	—	—	-10...+15

Таким образом, результаты предварительных испытаний проволоки Св-08Г1НМА свидетельствуют о высоком качестве и наличии требуемых механических свойств сварных соединений стали 10ГН2МФА, полученных ААрДС.

Для проведения аттестационных испытаний сварочной проволоки Св-08Г1НМА на Южно-Украинской АЭС был подготовлен кольцевой стык с наружным диаметром 990 мм с толщиной стенки 70 мм из плакированной стали 10ГН2МФА.

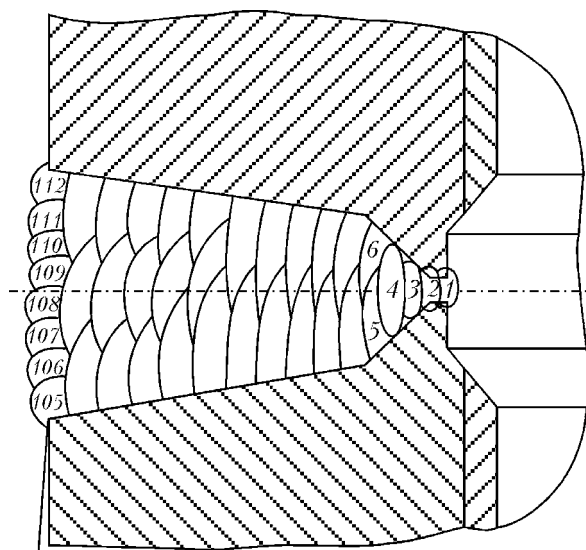
Форма разделки кромок соответствовала стандартной (см. рис. 1). Для сварки применяли специализированную сварочную аппаратуру «Autotig 600РС» французской фирмы «Polysoude» (рис. 2). Предварительный подогрев соединений перед сваркой проводили до температуры 150...200 °С со скоростью не более 150 °С/ч с применением установки «Стандарт Европа 82/6» (фирма «Велдотерм»). При выполнении корневого шва способом ААрДС использовали вольфрамовый электрод марки ЭВТ-15 диаметром 3 мм с углом заточки

30°; подачу сварочной проволоки осуществляли в «хвост» ванны, благодаря чему обеспечивался требуемый провар и обратное формование металла корневого шва.

Режимы сварки корневого шва и последующих слоев при заполнении разделки приведены в табл. 3. При заполнении разделки сварочная проволока подавалась в «голову» сварочной ванны. Порядок раскладки валиков при сварке стыка показан на рис. 3. Перекрытие начала и конца прохода составляло 20... 25 мм. В процессе заполнения разделки выполняли зачистку поверхности металла шва металлической щеткой и осуществляли внешний осмотр каждого прохода. По окончании сварки



Рис. 2. Общий вид аппарата «Autotig 600РС» французской фирмы «Polysoude», предназначенного для сварки контрольного кольцевого стыка



Линия зачистки усиления шва

Рис. 3. Схема раскладки валиков при разделке горизонтального стыка натурной модели сварного соединения ГЦТ Ду 850: 1 — валик корневого прохода; 2 — слой разглаживания; 3, 4 — корневого шов; 5–8 — промежуточный слой заполнения; 9–104 — слой основного заполнения; 105–112 — слой усиления шва

Таблица 3. Режимы ААрДС при заполнении стандартной разделки кромок проволокой диаметром 0,9 мм

Порядок заполнения стандартной разделки по рис. 3	Параметры сварки				
	$I_{св}, А$	$U_{д}, В$	$v_{св}, мм/мин$	$v_{пр}, мм/мин$	Время, мкс
Первый корневой проход (1)	150/120	9,5	80	880/360 (в «хвост» ванны)	100/100
Слой разглаживания (2)	160/90	10	86	—	100/100
Третий корневой проход (3)*	220/130	11,5	91	2000/1000 (в «голову» ванны)	225/275
Четвертый корневой проход (4)	250/150	11,5	89	2600/1300	225/275
Четвертый слой заполнения (5-8)	300/180	11,5	89	3400/1620	225/275
Слой основного заполнения (9-104)	340/200	12	110	3200/1620	225/275
Слой усиления шва (105-112)	260/110	11,15	80,3	1520/1000	175/325

Примечания. 1. В числителе приведены данные, полученные в импульсе тока, в знаменателе — в паузе. 2. Расход аргона — 20...25 л/мин. 3. Звездочкой обозначена подача проволоки в «голову» ванны на проходах от 3 до 112.

стыка был проведен термический «отдых» при температуре 150 °С в течение 8 ч (в соответствии с [7]).

Контроль (100 %) сварных соединений осуществляли методами УЗК, РГК и капиллярного контроля.

После неразрушающего контроля качества сваренный стык подвергали термообработке по режиму окончательного высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 6 ч.

В соответствии с «Программой аттестационных испытаний сварочной проволоки Св-08Г1НМА для автоматической аргонодуговой сварки элементов ГЦТ Ду 850 из стали 10ГН2МФА» из сваренного стыка отбирали пробы и вырезали заготовки образцов для изучения физико-механических свойств металла шва и сварных соединений и определения критической температуры хрупкости металла шва, а также шлифы для металлографических исследований.

Исследования распределения легирующих элементов по высоте металла шва сварного соединения стали 10ГН2МФА, полученного ААрДС с применением сварочной проволоки Св-08Г1НМА, показали, что наплавленный металл имеет равномерный

химический состав по всей площади поперечного сечения шва.

Как видно из рис. 4, механические свойства металла шва при комнатной и рабочих температурах полностью соответствуют требованиям, предъявляемым к металлу шва, выполненного ААрДС [6]. Результаты испытаний механических свойств сварных соединений стали 10ГН2МФА свидетельствуют о том, что прочностные характеристики и показатели пластичности сварных соединений превышают аналогичные характеристики основного металла. Разрушение всех образцов сварных соединений происходило по основному металлу на расстоянии не менее 8 мм от линии сплавления.

Угол загиба испытываемых образцов сварных соединений (сечение 35×45 мм) составляет не менее 120°, что выше требуемых значений (согласно [6] он должен быть не ниже 40°). Следует отметить, что испытываемые образцы при этом не только не разрушились, но и не имели трещин.

Определение критической температуры хрупкости металла шва осуществляли в соответствии с [12] при испытании металла шва на ударный изгиб образцов Шарпи с V-образным острым надрезом (тип IX по ГОСТ 6996-66). Результаты этих испытаний, представленные на рис. 5 и 6, являются исходной информацией для определения

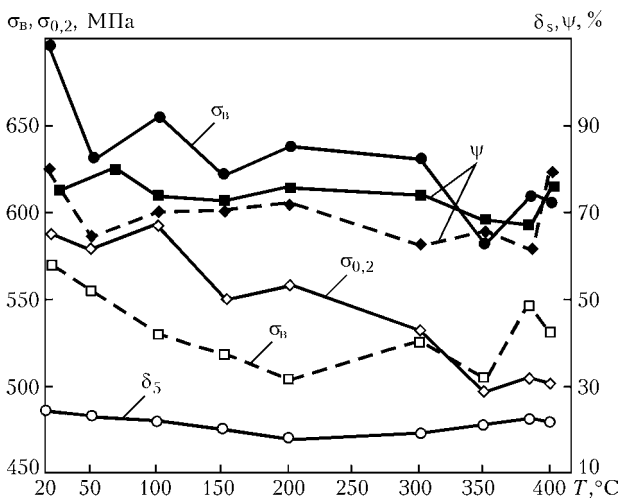


Рис. 4. Механические свойства металла шва (сплошные кривые) и сварных соединений стали 10ГН2МФА (штриховые), полученных способом ААрДС с использованием сварочной проволоки Св-08Г1НМА при различных температурах испытания соединения

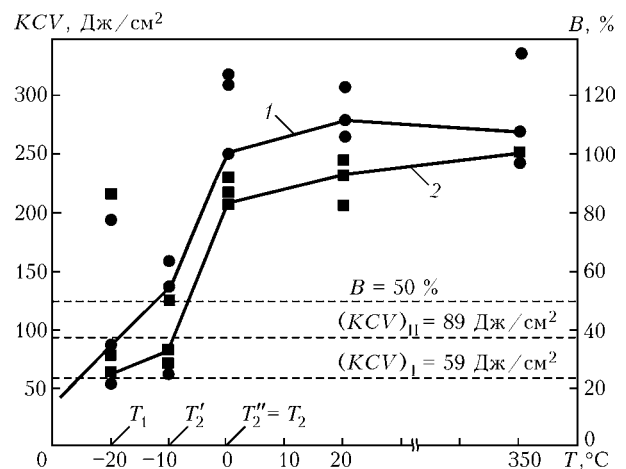


Рис. 5. Влияние температуры испытаний металла шва на его ударную вязкость KCV (1) и количество вязкого волокна B (2): ●, ■ — экспериментальные точки; остальные обозначения см. в работе [12]

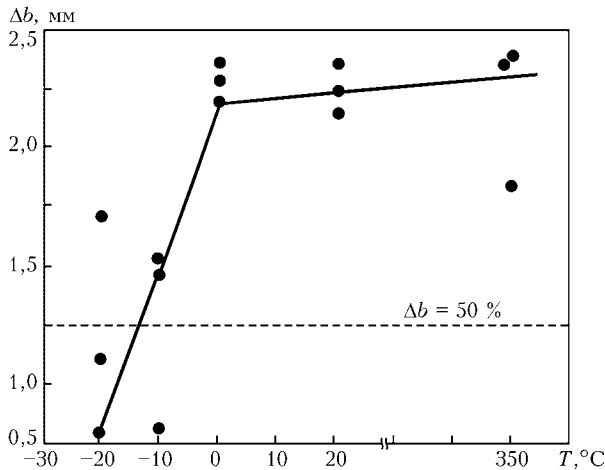


Рис. 6. Влияние температуры испытания на поперечное расширение Δb ударных образцов

критической температуры хрупкости T_k . В качестве последней принимают температуру, для которой выполняются следующие условия:

при T_k среднearифметическое значение ударной вязкости должно быть не ниже 59 Дж/см^2 , а минимальное — не ниже 70 % указанного, т. е. не менее $41,3 \text{ Дж/см}^2$;

при $T_k = 30^\circ\text{C}$ среднearифметическое значение ударной вязкости должно составлять не менее 89 Дж/см^2 , а минимальное — не ниже 70 % указанного, т. е. не ниже $62,3 \text{ Дж/см}^2$; минимальное значение вязкой составляющей в изломе должно быть не ниже 50 %. Тогда на основании расчета, рекомендуемого в работе [12], температура $T_1 = -20^\circ\text{C}$ (см. рис. 5) принимается в качестве T_k .

Таким образом, T_k и механические свойства металла шва и сварных соединений стали 10ГН2МФА, полученных ААрДС с использованием сварочной проволоки Св-08Г1НМА, удовлетворяют требованиям, изложенным в [6].

Исследования макроструктуры выполняли в соответствии с работой [6], для чего использовали

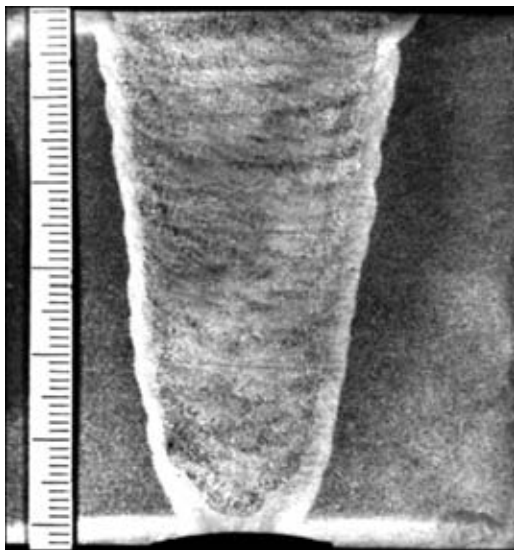


Рис. 7. Макроструктура ($\times 2,2$) контрольного сварного соединения элементов ГЦТ Ду 850, полученного ААрДС с использованием сварочной проволоки Св-08Г1НМА

темплеты, вырезанные поперек сварного соединения. Изучали слоистое строение металла шва для выявления межслойных и межваликовых дефектов, а также кристаллическую макроструктуру металла швов для оценки их сплошности и однородности. Анализ макроструктуры металла сварного соединения на рис. 7 показал, что в металле шва валики имеют однородное строение и приблизительно одинаковое сечение, а в ЗТВ — постоянную ширину по всей высоте шва. Это дает основание считать, что режим сварки на протяжении выполнения всего соединения был стабильный, дефектов между валиками и между слоями в металле шва, а также в зоне сплавления не выявлено, металл шва плотный. Дефектов в виде трещин, пор, недопустимых скоплений шлаковых включений и непроваров не обнаружено.

Таким образом, результаты исследования подтверждают, что металл швов и ЗТВ удовлетворяет требованиям, предъявляемым к качеству сварных соединений.

При исследовании микроструктуры металла сварного соединения обращает внимание высокая чистота по неметаллическим включениям. Имеющиеся неметаллические включения типа сложных оксисульфидов марганца отличаются мелкой дисперсностью (менее $0,01 \text{ мм}$) и являются одиночными. Структура металла шва состоит из отпущенного бейнита и ферритной составляющей, для которой характерна мелкозернистость (размер зерна можно оценить баллом № 8–9).

В микроструктуре металла ЗТВ вблизи границы сплавления сварного соединения участок крупного зерна практически отсутствует. Это объясняется тем, что при многопроходной сварке металл ЗТВ возле границы сплавления при каждом проходе подвергается термическому воздействию (нормализации) и отпуску при выполнении последующего прохода. Как правило, на этих участках формируется мелкодисперсная бейнитно-ферритная структура. По мере удаления от границы сплавления размер зерна несколько уменьшается, структура металла представляет собой мелкодисперсный бейнит. Затем ЗТВ плавно переходит в основной металл, структура которого представляет собой бейнит и ферритно-карбидную составляющую.

Как видно из рис. 8, металл шва имеет твердость $HV 225...230$, характерную для структуры отпущенного бейнита. Твердость металла ЗТВ возле границы сплавления несколько повышается (до $HV 240...245$), а по мере удаления от границы сплавления — снижается до уровня твердости основного металла — $HV 185$.

Из приведенных данных видно, что характер структуры металла шва и ЗТВ сварных соединений стали 10ГН2МФА хорошо согласуется с показателями распределения твердости и механическими характеристиками наплавленного металла и сварных соединений.

Таким образом, результаты выполненных исследований показали, что сварные соединения стали 10ГН2МФА, выполненные ААрДС с применением сварочной проволоки Св-08Г1НМА, имеют физико-механические свойства, полностью отвечающие

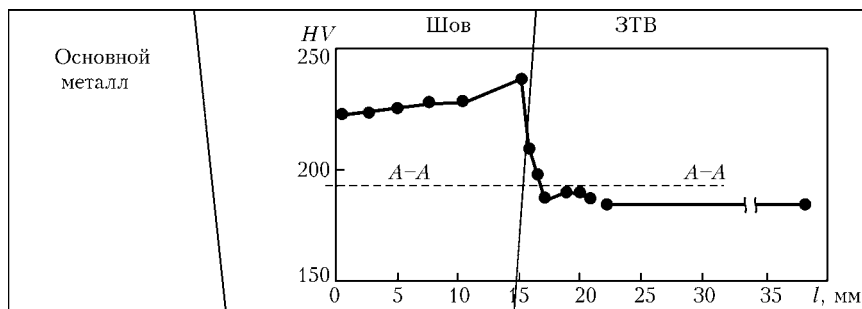


Рис. 8. Распределение твердости в контрольном сварном соединении стали 10ГН2МФА, полученном способом ААрДС с использованием сварочной проволоки Св-08Г1НМА, в зависимости от расстояния l от центра шва (пунктиром показана линия измерения твердости)

предъявляемым требованиям. На основании полученных результатов принято техническое решение (ТР-М.1.2.3.4.03.030-02) о возможности применения сварочной проволоки Св-08Г1НМА для ААрДС элементов ГЦТ Ду 850 из плакированной стали 10ГН2МФА.

Для практической реализации ААрДС с применением сварочной проволоки Св-08Г1НМА для соединения элементов ГЦТ Ду 850 при замене ПГ необходимо осуществить в установленном порядке производственную аттестацию предложенной технологии.

Выводы

1. Для соединений элементов ГЦТ Ду 850 из стали 10ГН2МФА с патрубками ПГ горизонтальными швами на вертикальной плоскости рекомендована многопроходная ААрДС с использованием сварочной проволоки диаметром 0,8...0,9 мм.

2. Для многопроходной ААрДС стали 10ГН2МФА предложена, испытана и аттестована сварочная проволока Св-08Г1НМА производства фирмы «Кродекс» (Украина).

3. Металл шва, полученный ААрДС с применением проволоки Св-08Г1НМА, имеет требуемые физико-механические свойства и необходимый уровень критической температуры хрупкости металла шва.

4. При использовании ААрДС в стандартную разделку для соединения элементов ГЦТ Ду 850 следует осуществлять в установленном порядке производственную аттестацию предложенной технологии.

1. *Некоторые* актуальные вопросы оценки прочности и ресурса элементов ответственного оборудования АЭС при термосиловом нагружении / В. В. Харченко, Г. В. Степа-

нов, С. В. Романов и др. // Пробл. прочности. — 2004. — № 1. — С. 140–146.

2. Мелехов Р. К., Похмурский В. И. Конструкційні матеріали енергетичного обладнання. — К.: Наук. думка, 2003. — 440 с.
3. Куран Р. И., Цыба В. И., Царюк А. К. Термообработка сварных соединений главного циркуляционного трубопровода Ду 850 при замене парогенераторов ПГВ-1000 М на Южно-Украинской АЭС // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 32–34.
4. Свойства сварных соединений трубопровода Ду 850 мм главного циркуляционного контура АЭС, выполненных автоматической аргодуговой сваркой / С. А. Белкин, И. В. Иванова, М. М. Борисенко и др. // Энергет. стр-во. — 1992. — № 5. — С. 50–55.
5. ПНАЭ Г-7-008-89. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. — М.: Энергоатомиздат, 1990. — 169 с.
6. ПНАЭ Г-7-010-89. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля. — М.: Энергоатомиздат, 1990. — 124 с.
7. ПНАЭ Г-7-009-89. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка. Основные положения. — М.: Энергоатомиздат, 1990. — 190 с.
8. Полосков С. И., Букаров В. А., Ищенко Ю. С. Особенности заполнения разделки (наплавки) при автоматической орбитальной сварке неповоротных стыков труб // Свароч. пр-во. — 2003. — № 8. — С. 3–11.
9. Полосков С. И., Ищенко Ю. С., Букаров В. А. Минимизация вероятности образования наружных дефектов швов в процессе автоматической орбитальной сварки // Там же. — 2003. — № 10. — С. 6–13.
10. Полосков С. И., Букаров В. А., Ищенко Ю. С. Особенности управления формированием корня шва при орбитальной сварке неповоротных труб // Там же. — 2003. — № 4. — С. 3–10.
11. Автоматическая сварка трубопровода главного циркуляционного контура на АЭС с аппаратами ВВЭР-440 / М. И. Лоскутов, С. А. Белкин, В. В. Шефель и др. // Энергет. стр-во. — 1976. — № 7. — С. 7–10.
12. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов АЭУ. — М.: Энергоатомиздат, 1989. — 525 с.

It is recommended to use the tested and certified method of automatic argon-arc welding with 0.8-0.9 mm filler wire instead of manual welding to produce sound joints between elements of the main circulation pipeline and branch pipes of the steam generator. The suggested process allows reduction in labour consumption and welding operation cycle, provides high and consistent quality of welded joints, and makes it possible to decrease the dose of the radiation effect on personnel performing welding operations.

Поступила в редакцию 15.04.2005



МНОГОПРОХОДНАЯ СВАРКА СТАЛЕЙ БОЛЬШИХ ТОЛЩИН С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

В. Д. ШЕЛЯГИН, В. Ю. ХАСКИН, кандидаты техн. наук, **Л. Г. ШИТОВА, Т. Н. НАБОК, А. В. СИОРА,**
А. В. БЕРНАЦКИЙ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
Т. Г. ЧИЖСКАЯ, инж. (НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Описана технология многопроходной автоматизированной лазерной и лазерно-дуговой сварки конструкционных сталей толщиной до 20 мм. Производительность гибридного способа сварки выше в несколько раз по сравнению с лазерной сваркой.

Ключевые слова: лазерная сварка, присадочная проволока, дуга, плавящийся электрод, гибридный процесс, углеродистые стали большой толщины, количество проходов, режим, погонная энергия, металлографические исследования, структура, твердость, ударная вязкость

Производственная необходимость повышения качества сварных швов и производительности процесса сварки стимулирует совершенствование существующих и создание новых технологий сварки. Для изготовления стальных конструкций из листов углеродистой стали толщиной 10...50 мм для морских судов, крупногабаритных сосудов, труб газов и нефтепроводов широкое применение получила дуговая сварка в активных газах, под флюсом и электрошлаковая [1]. Однако, кроме определенных технологических преимуществ, эти способы сварки имеют ряд недостатков: значительные размеры сварочной ванны и протяженность ЗТВ, склонность к возникновению горячих трещин, большой расход присадочной проволоки, необходимость последующей термической обработки (отпуска), наличие существенных остаточных термических деформаций, необходимость предварительной механической разделки кромок под углом 30° и более, низкая производительность процесса.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология многопроходной автоматизированной сварки сталей толщиной до 100 мм дугой с плавящимся электродом в узкий зазор [2]. Она состоит в том, что стыкуемые кромки, скошенные под углом 1,0...1,5°, размещают с зазором 10...18 мм на подкладке, сварочную горелку вводят в зазор, а затем при возвратно-поступательных колебаниях горелки заполняют его расплавленной присадочной проволокой диаметром до 1,6 или 2...3 мм. Процесс осуществляют в смеси защитных газов 80 % Ar + 20 % CO₂ со скоростью 16...22 м/ч. Для предупреждения возникновения продольных горячих трещин в середине шва сварку выполняют углом вперед (угол составляет приблизительно 30...35°). Вылет электрода корректируют автоматически в процессе сварки.

Установлено [2], что применение многопроходной сварки в узкий зазор обеспечивает высокие механические свойства соединений толстолистовых сталей без последующей высокотемпературной об-

работки (нормализации), при этом достигаются не только высокая прочность, но и пластичность металла шва и ЗТВ. Это обусловлено тем, что при многопроходной сварке происходит термическая обработка предыдущих слоев металла последующими и создаются оптимальные условия охлаждения валика. Процесс сварки характеризуется относительно низкой погонной энергией. Наиболее распространенными недостатками электродуговой сварки в узкий зазор являются несплавления кромок, а также наличие пор, трещин и шлаковых включений в металле шва [2]. Устранить несплавления и предупредить образование пор и шлаковых включений довольно сложно. Помимо этого, возникают проблемы, связанные с возникновением холодных трещин при сварке закаливающихся сталей без подогрева. В этом случае авторы рекомендуют использовать двух- и многопроходную дуговую сварку. Для достижения надежности многопроходной дуговой сварки в узкий зазор и качества получаемых швов требуется принятие специальных мер, обеспечивающих стабильное положение дуги относительно кромок изделия. С этой целью разработаны разнообразные конструкции сварочных головок, направляющих контактных трубок, мундштуков, плоских сопел и технологических планок.

Одной из альтернативных технологий, позволяющих устранить указанные недостатки, сохранив при этом преимущества, является многопроходная лазерная сварка с присадочной проволокой [3]. Согласно способу, предложенному в этой работе, стальной лист толщиной 50 мм сваривали встык со ступенчатой разделкой кромок; ширина разделки сверху составляла 6 мм. Сварку выполняли за пять проходов с использованием присадочной проволоки диаметром 1,6...2,0 мм при скорости сварки 21 м/ч и мощности излучения CO₂-лазера 10 кВт. В качестве защитного газа применяли аргон или гелий. Особенность процесса заключалась в том, что лазерное излучение фокусировали на конце присадочной проволоки, которую подавали в зону сварки под углом 45°. В результате плавления проволоки происходил перенос металла каплями, температуру поверхности которых измеряли с помощью пирометра. Указанная технология поз-

волила устранить ограничение глубины проплавления лазерным излучением, связанное с его экранированием плазменным факелом, исходящим из парогазового канала. Это экранирование увеличивается пропорционально мощности излучения [4]. К недостаткам лазерной многопроходной сварки по способу, указанному в работе [3], следует отнести сравнительно малую производительность процесса, сложность подготовки кромок под сварку, необходимость использования лазеров большой (10... 15 кВт) мощности и вероятность несплавления присадочного металла с основным.

Целью настоящей работы являлась технологическая апробация многопроходной лазерной и гибридной лазерно-дуговой сварки сталей толщиной 10... 20 мм для устранения недостатков многопроходных технологий [2, 3]. Эксперименты проводили на оборудовании, схема и описание которого приведены в работе [5]. Образцы для испытаний изготовлены из сталей СтЗпс и Х70 (аналог 10Г2ФБЮ). При сварке использовали присадочную проволоку Св-08Г2С диаметром 0,8 и 1,2 мм. Стыкуемые кромки выполняли либо без разделки, либо с узкой (до 10°) V- и Y-образной разделкой. В последнем случае высота притупления составляла 5 мм. Сварку осуществляли в защитной среде — углекислом газе. Мощность P сфокусированного на образец лазерного излучения составляла 2... 3 кВт. Использовали источник питания электрической дуги типа ВДУ-601 и ПСГ-500. Сварочный ток составлял $I_{св} = 120... 230$ А, напряжение на дуге — $U_d = 20... 32$ В, скорость сварки $v_{св}$ изменяли в пределах 12... 56 м/ч, а скорость подачи присадочной проволоки $v_{пр}$ — от 100 до 400 м/ч.

На рис. 1 представлена макроструктура стыка листов стали, выполненного многопроходной лазерной сваркой с присадочной проволокой. Для повышения производительности процесса опробован вариант лазерной сварки корневого шва высотой до 5 мм с последующей гибридной лазерно-дуговой заваркой разделки кромок (рис. 2). Исследовали варианты сварки стыка как с одной, так и с двух сторон. В случае свободного двустороннего доступа к стыку перспективной оказалась двухпроходная лазерно-дуговая сварка в узкий (до 3 мм) зазор без разделки кромок. Для одностороннего доступа к стыку опробован вариант четырехпроходной лазерно-дуговой сварки, являющийся оптимальным в условиях проводимых экспериментов (рис. 3). В первых трех проходах коэффициент формы шва был близок к 1,0, а в четвертом (последнем) — к 1,4.

Достаточно высокое качество получаемых соединений имело место в случае применения многопроходной лазерной сварки с присадкой (см. рис. 1). По сравнению с лазерно-дуговой сваркой этот процесс отличается меньшими остаточными деформациями и протяженностью ЗТВ. Его недостатками являются необходимость выполнения большого количества проходов и незначительная скорость сварки. При сочетании лазерного и гибридного способов сварки в условиях проводимых экспериментов выявлена склонность металла шва

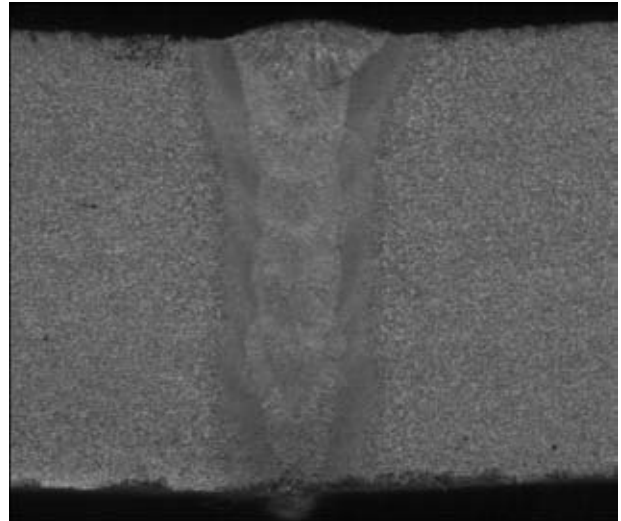


Рис. 1. Макроструктура стыка листов стали СтЗпс толщиной 20 мм, выполненного лазерной сваркой за восемь проходов с использованием присадочной проволоки Св-08Г2С диаметром 0,8 мм ($P = 2,8$ кВт, $v_{св} = 12$ м/ч, $v_{пр} = 120$ м/ч), $\times 3$

к образованию пор в месте перехода от одного слоя металла к другому (рис. 2). В связи с этим вариант лазерной заварки корневого шва рекомендован в качестве технологического шва, который впоследствии будет переварен. Следует отметить, что в описанных экспериментах мощность лазерного и дугового источников недостаточна для получения качественного шва при двусторонней двухпроходной сварке. В корневой зоне шва имели место несплавления металла присадочной проволоки с основным.

Установлено, что в случае гибридной сварки лазерное излучение стабилизирует электрическую дугу и заставляет ее опускаться в узкий (до 10°) зазор V-образной разделки на глубину до 20 мм. Этот эффект положен в основу разработанных технологических приемов гибридной сварки сталей большой толщины (см. рис. 3). При этом сварочная ванна имеет сравнительно небольшую (до 20... 30 мм) длину. Жесткий термический цикл, характерный для однопроходной лазерной сварки,

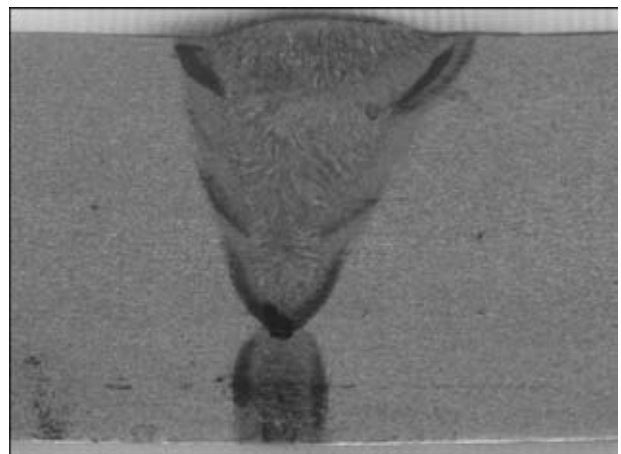


Рис. 2. Макроструктура стыка листов стали Х70 толщиной 18,7 мм, выполненного гибридным способом сварки за три прохода с предварительной лазерной сваркой корневого шва с использованием присадочной проволоки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм ($P = 2,8$ кВт, $I_{св} = 150$ А, $U_d = 26$ В, $v_{св} = 18$ м/ч, $v_{пр} = 240$ м/ч), $\times 3$

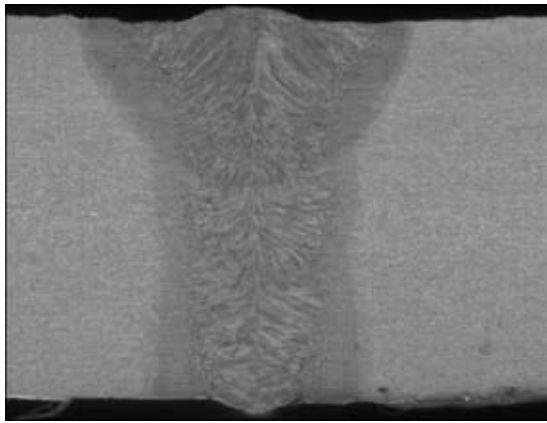


Рис. 3. Макроструктура стыка листов стали X70 толщиной 18,7 мм, выполненного гибридным способом сварки за четыре прохода с использованием присадочной проволоки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм ($P = 2,5$ кВт, $I_{св} = 200$ А, $U_d = 26$ В, $v_{св} = 24$ м/ч, $v_{пр} = 400$ м/ч), $\times 3$

смягчается за счет дуговой составляющей. Благодаря повторным проходам снижается склонность металла шва и ЗТВ к образованию закалочных структур. При лазерной сварке образца, макроструктура которого представлена на рис. 1, погонная энергия за один проход равнялась 0,84 МДж/м. В случае гибридной сварки образца (см. рис. 3) погонная энергия за один проход составляла 1,125 МДж/м. При сравнении режимов, на которых получены указанные образцы, можно заключить, что увеличение погонной энергии примерно на одну треть повышает общую производительность процесса многопроходной сварки в 4 раза при условии перехода от лазерного к гибридно-лазерно-дуговому процессу. Следует отметить, что механические характеристики металла соединений трубной стали X80, близкие к полученным нами, достигнуты при пятипроходной сварке дугой с плавящимся электродом и погонной энергией около 2 МДж/м [6]. Таким образом, гибридная сварка характеризуется тепловложением, почти вдвое меньшим по сравнению с дуговой сваркой, а следовательно, и значительно меньшими остаточными деформациями.

Для исследования структуры металла сварного соединения стали X70 контролируемой прокатки (см. рис. 3) использовали оптический микроскоп «Neophot-21» с 50... 600-кратным увеличением после травления шлифа в 4%-м растворе азотной кислоты в этиловом спирте. Твердость металла сварного соединения определяли с помощью твердомера М-400 фирмы «ЛЕСО» при нагрузке 4,9 Н (500 г). Выявлено, что структура основного металла (сталь X70) достаточно однородна по высоте проката и состоит из ферритно-перлитных зерен № 7–9 по шкале I (ГОСТ 5639–80). Полосчатость структуры стали классифицируется 2...3 баллами (ГОСТ 5640–80). Твердость стали X70 составляет $HV 192... 205$.

Ширина многопроходного шва изменяется от 4,2 (внизу при первом проходе) до 11,2 мм (вверху при последнем четвертом проходе). Протяженность ЗТВ, ограниченная видимыми изменениями структуры стали, колеблется от 1,5 до 3,0 мм, а при первом проходе достигает 3,7 мм. После четырех

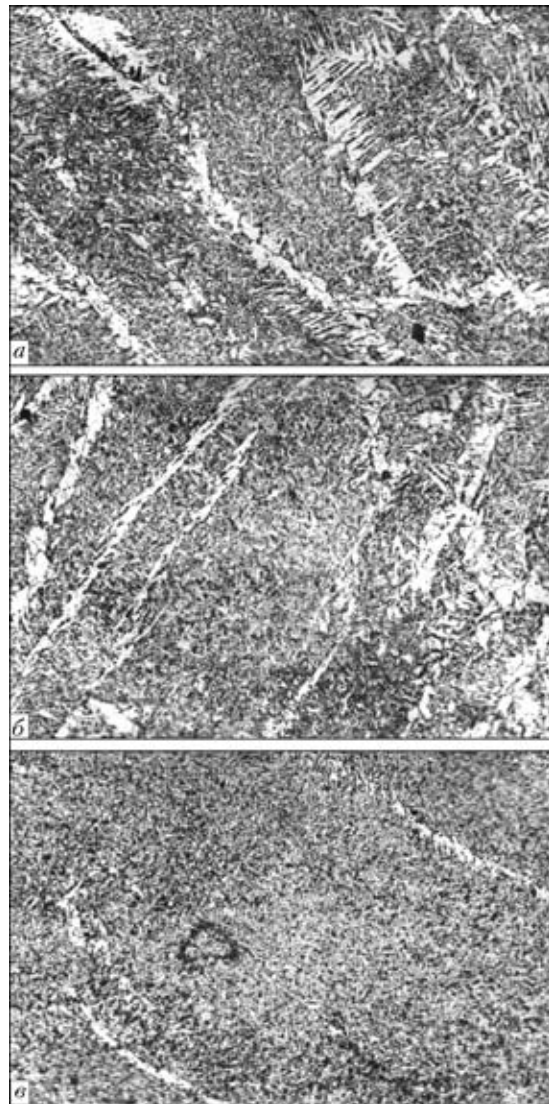


Рис. 4. Микроструктура ($\times 500$) металла шва (см. рис. 3) в четвертом (а), втором (б) и первом (в) проходе

проходов шов получается плотный, без пор и трещин. Микроструктура металла шва неоднородна по его высоте. В верхней части шва (рис. 4, а) формируется смесь пластинчатого феррита и ферритных зерен неправильной формы с МАК-фазой разной степени упаковки, по вторичным границам образуются прослойки полигонального феррита толщиной до 0,06 мкм с выделениями неупорядоченной МАК-фазы, а также значительные области бокового пластинчатого феррита с удлиненными частицами МАК-фазы. Общее содержание первичного феррита в верхней части шва после последнего прохода составляет 30 об. %. В корневой части шва пластинчатый феррит практически полностью отсутствует (рис. 4, б). Микроструктура металла этой части шва состоит в основном из зерен феррита с плотноупакованной МАК-фазой и бейнитной составляющей, а также выделений толщиной до 0,02 мкм в основном бокового пластинчатого феррита с упорядоченной МАК-фазой. В микроструктуре металла шва после первого прохода преобладают выделения бейнитной составляющей (рис. 4, в). Твердость металла исследуемых швов зависит от особенностей его микрост-

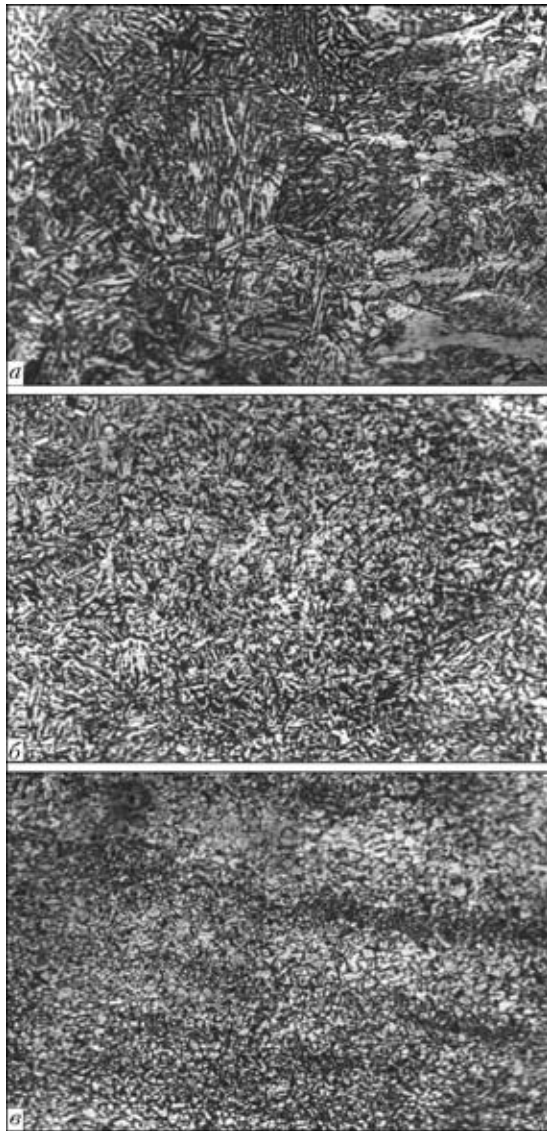


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) металла различных зон ЗТВ шва (см. рис. 3): *a* — зона крупного зерна; *b* — мелкого зерна; *v* — частичной перекристаллизации

руктуры. Металл шва, полученный после четвертого (последнего) прохода, имеет твердость от HV 220 (в верхней части) до HV 245 (в корневой). Твердость металла шва в третьем и втором проходах не превышает HV 250, в корневой части шва первого прохода она несколько выше (HV 265... 270).

Микроструктура металла зоны крупного зерна, непосредственно прилегающей ко шву, представляет собой смесь верхнего и нижнего бейнита с зерном № 4–6 (рис. 5, *a*). Ферритные прослойки по границам зерен не выявлены. Протяженность зоны крупного зерна изменяется в пределах 0,7... 1,3 мм. Максимальная твердость металла этой зоны HV 244... 249. Структура металла зоны мелкого зерна имеет протяженность 0,8... 1,3 мм (рис. 5, *b*). Структура металла зоны частичной перекристаллизации протяженностью 0,7... 1,1 мм формируется из разрыхленных сфероидизированных зерен перлита и практически не подвергнутых изменению зерен феррита (рис. 5, *v*).

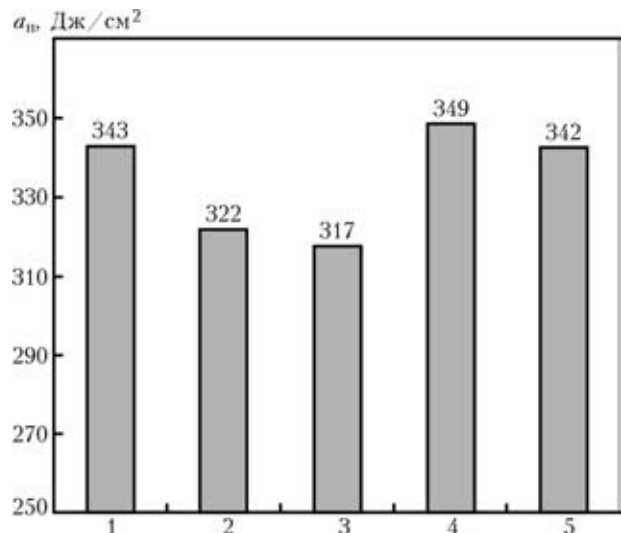


Рис. 6. Ударная вязкость a_n при температуре 20 °С соединений из стали X70, полученная многопроходными лазерным и гибридным способами сварки с использованием присадочной проволоки Св-08Г2С: 1, 2 — металл соответственно шва, выполненного лазерной сваркой, и ЗТВ; 3, 4 — металл соответственно шва, выполненного гибридной сваркой, и ЗТВ; 5 — основной металл

Одним из важных параметров, характеризующих механические свойства сварного соединения, является ударная вязкость a_n (Дж/см²). Последнюю определяли на стандартных образцах с U-образным надрезом при температуре 20 °С. Образцы вырезали из средней части соединений, выполненных лазерным и гибридным способами (по три образца каждого типа). Для сравнения полученных значений a_n с основным металлом из последнего изготовлены и испытаны два аналогичных образца (рис. 6). Снижение ударной вязкости металла шва во всех случаях не превышало 7... 8 %, что является удовлетворительным показателем пластичности [7]. При использовании лазерной сварки с использованием присадочной проволоки, как и ожидалось, ударная вязкость металла шва превышает этот показатель для ЗТВ, в случае гибридной сварки наблюдается обратная картина.

Проведенные исследования показали, что благодаря применению гибридного способа сварки значительно увеличивается ширина швов и протяженность ЗТВ. Микроструктура металла шва и ЗТВ приближается к микроструктуре сварных соединений, выполненных дуговой сваркой. Как было установлено ранее, для сварных соединений низко- или легированных трубных сталей, в том числе контролируемой прокатки, полученных с использованием лазерного луча, присуще образование в металле шва и ЗТВ неблагоприятных структур повышенной твердости. Это обуславливает необходимость высокотемпературной термической обработки изделий после сварки. Снижение скорости охлаждения металла за счет применения гибридной сварки существенно уменьшает опасность формирования закалочных структур (в том числе мартенсита) в металле сварных соединений указанных сталей. Такие температурные условия позволяют обеспечить рекомендуемый нормативными документами для дуговых процессов сварки



уровень твердости металла — HV 260. В этом отношении применение многопроходной гибридной сварки целесообразно, поскольку исключается термическая обработка сварных соединений, что особенно важно при сварке труб ответственного назначения из высококачественной стали контролируемой прокатки.

Выводы

1. При лазерно-дуговой сварке сталей толщиной 10...20 мм в узкий зазор столб дуги располагается между торцом сварочной проволоки и местом введения лазерного луча в изделие. В этом случае столб дуги погружается в узкий (2...3 мм) зазор на глубину до 20 мм и электродинамическая устойчивость источника питания отличается стабильностью.

2. Способы многопроходной лазерной и лазерно-дуговой сварки позволяют получать качественные стыковые соединения листов стали большой (10...20 мм) толщины с твердостью металла до HV 260...280 и ударной вязкостью, близкой к ударной вязкости основного металла при температуре 20 °С. При этом размеры сварочной ванны и ЗТВ уменьшаются в 5...10 раз по сравнению с дуговыми способами сварки сталей аналогичной толщины.

3. В случае гибридной сварки дуговая составляющая позволяет управлять сварочным термическим циклом и значительно снижать его жесткость за счет увеличения пологости заднего фронта при сохранении его крутизны, что предотвращает опасность образования неблагоприятных закалочных структур при сварке низколегированных сталей, а также повысить ударную вязкость металла сварных соединений.

4. При многопроходной лазерной и гибридной сварке за счет последующего прохода осуществляется термическая обработка предыдущего, а также создаются условия для снижения скорости охлаждения свариваемого металла, благодаря чему исключают финишную термообработку крупногабаритных сварных конструкций.

5. Сравнение многопроходной лазерной сварки с присадочной проволокой и гибридной лазерно-дуговой сварки показало, что наличие дуговой составляющей повышает погонную энергию процесса сварки на одну треть. При этом производительность гибридного способа сварки повышается в несколько раз по сравнению с многопроходной лазерной сваркой.

1. *Технология* электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. *Назарчук А. Т., Стеренбоген Ю. А.* Сварка в узкий зазор в среде защитных газов и некоторые ее особенности // Автомат. сварка. — 1984. — № 5. — С. 57–62.
3. *CO₂ laser welding of thick plate multipass welding with filler wire* / Y. Arata, H. Maruo, I. Miyamoto, R. Nishio // Electron and laser beam weld.: Proc. Intern. conf., Tokyo, July 14–15, 1986. — Oxford: c. a., 1986. — P. 159–169.
4. *Григорьянц А. Г., Шигапов И. Н.* Лазерная техника и технология: Учеб. пособие для вузов. В 7 кн. Кн. 5: Лазерная сварка металлов / Под ред. А. Г. Григорьянца. — М.: Высш. шк., 1988. — 207 с.
5. *Гибридная* сварка излучением CO₂-лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В. Д. Шелягин, В. Ю. Хаскин, В. П. Гаращук и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
6. *Motohashi H., Hagiwara N., Masuda T.* Tensile properties and microstructure of weld metal of X80 steel by MAG welding // Quart. J. of the JWS. — 2004. — 22, № 1. — P. 69–77.
7. *Семенов С. Е., Мандельберг С. Л., Гончаренко Л. В.* Об оптимальном уровне ударной вязкости металла швов газопроводных труб // Автомат. сварка. — 1989. — № 11. — С. 55–57.

Technological peculiarities and efficiency of multi-pass arc welding of heavy steel sections using laser radiation are described.

Поступила в редакцию 04.03.2005

ТЕХНОЛОГИЯ ЛОКАЛЬНОЙ ЭНЕРГОСБЕРЕГАЮЩЕЙ АРГОНОДУГОВОЙ ОБРАБОТКИ ЭЛЕМЕНТОВ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Предлагаемая технология аргонодуговой обработки предназначена для регулирования структуры металла кратковременным местным нагревом до различных температур, в том числе с подплавлением. В зависимости от термического цикла происходит кратковременный отпуск или закалка металла, в частности, поверхностная. Обработка может использоваться как отдельная операция или составляющая технологического процесса. Она улучшает качество формирования сварного соединения, структуру и свойства металла (ударную вязкость, стойкость к образованию трещин и разрушению), позволяет заменить промежуточный печной отпуск или снизить его температуру, а в ряде случаев отказаться от окончательной термической обработки сварных узлов и изделий. Расход электроэнергии составляет 0,2...0,6 кВт·ч/м, что на порядок ниже, чем при печном отпуске. Затраты времени на подготовку и выполнение обработки без раскрепления после сварки и замены технологического оборудования и оснастки составляют около 10 мин, при этом исключается деформация металла.

Контакты: 03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона, отд. № 11
Тел./факс: (38044) 289 17 39
E-mail: savitsky@paton.kiev.ua

РАСЧЕТ ПРОИЗВОДИТЕЛЬНОСТИ МЕСТНОЙ ВЫТЯЖНОЙ ВЕНТИЛЯЦИИ ДЛЯ УСЛОВИЙ НАПЛАВКИ ПОРОШКОВЫМИ ЛЕНТАМИ

О. Г. ЛЕВЧЕНКО, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
В. В. ЧИГАРЕВ, д-р техн. наук (Приазов. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Рассмотрены особенности выбора оптимальных параметров местной вытяжной вентиляции с учетом скорости движения воздуха в зоне дуги и объема удаляемого воздуха для повышения эффективности улавливания вредных веществ из зоны наплавки порошковыми лентами.

Ключевые слова: сварочные аэрозоли, вредные вещества, концентрация, фильтровентиляционные агрегаты, дуговая наплавка, порошковая лента, объем удаляемого воздуха, расчеты

Наиболее эффективными средствами защиты производственной и окружающей среды от вредных веществ, образующихся при электродуговой сварке (наплавке), являются местные вытяжные устройства в комплексе с фильтровентиляционными агрегатами. Они улавливают сварочные аэрозоли (СА) непосредственно в зоне сварки, очищают от них воздух, который затем возвращается обратно в помещение, решая таким образом гигиенические, экологические и экономические проблемы [1]. Основной задачей расчета местных вытяжных устройств для рабочих мест сварщиков является определение скорости удаления воздуха от источника образования СА, что обеспечивает высокую (не менее 75 об. %) эффективность удаления вредных веществ согласно существующим нормам [2]. Остальная объемная доля СА (25 %) должна разбавляться до предельно допустимой концентрации (ПДК) с помощью общеобменной вентиляции. При этом основным требованием к воздуху рабочей зоны (согласно ГОСТ 12.1.005–88) является снижение концентрации вредных веществ в воздухе рабочей зоны до ПДК.

Для того чтобы обеспечить эффективность удаления СА необходимо учитывать, что это зависит от характеристик вытяжного устройства (формы, условия входа воздуха во всасывающее отверстие), источника выделения вредных веществ (способа сварки, вида сварочного оборудования, марки сварочного материала), условий подтекания воздуха ко всасывающему отверстию (размера и формы ограничивающих поверхностей) и расстояния от него до источника образования СА — сварочной дуги. Кроме того, следует принимать во внимание, что при сварочных процессах практически всегда осуществляется взаимодействие потока воздуха, удаляемого местным отсосом, с защитной атмосферой, что может привести (при определенном расходе удаляемого воздуха) к нежелательным последствиям — изменению химического состава и

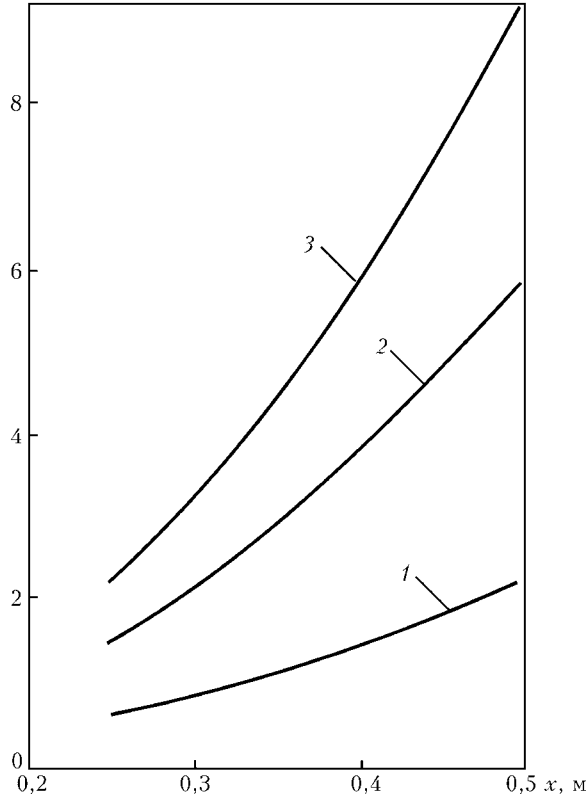
свойств наплавленного металла. Скорость удаления воздуха должна устанавливаться такой, чтобы не нарушить газовую защиту расплавленного металла. Для эффективного улавливания СА достаточно обеспечить в зоне наплавки (возле дуги) требуемую скорость движения удаляемого воздуха через всасывающее отверстие. Таким образом, расчет параметров местного отсоса сводится к определению скорости воздуха в зоне всасывания, выбору расстояния для эффективного улавливания СА и достижению требуемой скорости движения удаляемого воздуха [3]. Эффективность улавливания СА повышается прямо пропорционально указанной скорости. На выбор значений последней в зоне сварки (наплавки) влияет мощность сварочной дуги, наличие газовой защиты, а также ряд других факторов и она изменяется в пределах 0,2...0,5 м/с в зависимости от способа сварки [2]. Так, интенсивность образования СА при автоматической наплавке порошковыми лентами в несколько раз выше, чем при ручной дуговой сварке покрытыми электродами и механизированной сварке и наплавке порошковыми проволоками [4]. Поэтому обычно используемые при указанных способах сварки средства местной вентиляции [1] не обеспечивают эффективное удаление СА из зоны наплавки порошковыми лентами.

Целью настоящей работы является выбор оптимальных параметров местной вытяжной вентиляции (скорости и объема удаляемого воздуха) для повышения эффективности улавливания вредных веществ из зоны наплавки порошковыми лентами.

Проведены исследования влияния скорости всасывания воздуха на изменение химического состава металла, полученного наплавкой порошковой лентой типа ПЛ-АН-101 с сердечником различной композиции. В одной серии экспериментов использовали порошковую ленту с сердечником из комплексно-легированного сплава, в другой — из механической смеси таких же компонентов, что и в сплаве, обеспечивающих при наплавке получение металла типа сормайт-1. Оболочка порошковой ленты состояла из двух стальных лент размером 0,4×24 и 0,4×22 мм, соединенных с помощью замка в одну ленту с сечением прямоугольной формы



$L \cdot 10^{-3}, \text{ м}^3/\text{ч}$



Зависимость требуемого объема L воздуха, удаляемого с помощью местного вытяжного устройства, от расстояния x расположения приемного отверстия до сварочной дуги при разной скорости движения воздуха в зоне наплавки $v_x = 0,2$ (1), $0,5$ (2) и $0,8$ м/с (3)

размером 3×19 мм. Механическая смесь компонентов сердечника порошковой ленты состояла из порошков феррохрома, графита, ферромарганца, никеля, ферросилиция, алюминия и магния. В комплексный сплав входили те же элементы, но предварительно сплавленные, а при изготовлении сердечника порошковой ленты дополнительно вводили

алюминиево-магниевую смесь порошков в соотношении 1:1. Порошковые ленты изготавливали с соблюдением технологических режимов, которые оставались постоянными на протяжении всего процесса протяжки на стане.

Эксперименты выполняли на следующем режиме: постоянный сварочный ток (обратная полярность) $I_{св} = 750 \dots 800$ А; напряжение на дуге $U_d = 30 \dots 32$ В; скорость наплавки $v_n = 36,5$ м/ч.

Скорость всасывания воздуха в зависимости от положения шибера на уровне воздухозаборного устройства составляла $9,0, 6,4$ и $2,5$ м/с, а на уровне сварочной дуги (уровень шва) — $0,8, 0,5$ и $0,2$ м/с. Малые значения этой скорости определяли с помощью термоэлектроанемометра. Достоверность данных о необходимых химическом составе и твердости наплавленного металла достигалась за счет увеличения количества измерений [5]. Полученные результаты приведены в таблице.

На основании исследований установлено, что на химический состав и твердость наплавленного металла скорость движения воздуха на уровне дуги в пределах $0,2 \dots 0,8$ м/с существенно не влияет. Дальнейшее увеличение этой скорости приводит к заметному изменению указанных параметров. Таким образом, для повышения эффективности улавливания СА местным отсосом допустимую скорость удаления воздуха можно увеличивать от $0,5$ (как принято при дуговой сварке [2]) до $0,8$ м/с. Исходя из значения скорости движения воздуха вычисляются объем L воздуха, удаленного с помощью местного отсоса, $\text{м}^3/\text{ч}$:

$$L = 3600F_0v_0, \quad (1)$$

где F_0 — площадь всасываемого отверстия, м^2 ; v_0 — нормируемая скорость движения воздуха в этом отверстии, м/с. Значения F_0 определяются конструктивными особенностями технологического оборудования и выбранного всасывающего отверстия, а v_0 находят исходя из условий обеспечения

Влияние скорости отсоса воздуха на химический состав наплавленного металла

Состав сердечника порошковой ленты	Скорость движения воздуха, м/с		Химический состав, мас. %					HRC
	на уровне шва	на уровне отсоса	C	Mn	Si	Cr	Ni	
Механическая смесь компонентов	0,8	9,0	2,80	1,80	2,40	23,1	2,92	52
	0,8	9,0	2,80	1,50	2,40	20,5	2,30	51
	0,8	9,0	2,65	1,33	2,54	21,0	2,46	50
	0,5	6,4	2,55	1,52	2,35	22,0	3,02	51
	0,5	6,4	3,15	1,40	2,30	19,7	2,76	49
	0,2	2,5	2,50	1,50	3,00	23,4	3,02	50
	Без отсоса	Без отсоса	2,55	1,44	2,99	20,6	2,82	50
Комплексно-легированный сплав	0,8	9,0	2,75	2,12	3,06	24,2	3,80	52
	0,8	9,0	2,80	1,50	2,96	23,7	3,01	53
	0,8	9,0	2,90	1,50	2,54	23,5	3,02	50
	0,5	6,4	2,75	1,83	2,55	22,8	3,50	52
	0,5	6,4	2,80	1,50	2,58	20,5	2,79	53
	0,2	2,5	2,70	1,50	2,04	22,1	2,79	52
	Без отсоса	Без отсоса	2,71	1,40	2,15	20,4	2,66	52

заданной скорости движения воздуха v_x в зоне сварки (наплавки) на расстоянии x от центра всасывающего отверстия. Для отсосов простейшей формы с круглыми и квадратными отверстиями без экрана

$$v_0 = 16(x/d)^2 [6], \quad (2)$$

где d — диаметр круглого отверстия или гидравлический диаметр для квадратного отверстия.

Для выбора оптимальных параметров местной вытяжной вентиляции (скорости и расхода удаляемого воздуха) при различных значениях x и d определяли v_0 по (2), а L — по (1). Расчеты, выполненные при $d = 0,16$ и $0,20$ м (как принято в современных вытяжных устройствах), показали, что диаметр отверстия местного отсоса не влияет на расход в нем воздуха. Увеличение же расстояния вытяжного отверстия до зоны наплавки (для расчетов выбран оптимальный диапазон $0,25... 0,50$ м [1]) при соблюдении необходимой скорости движения воздуха ($0,8$ м/с) должно обеспечиваться соответствующим повышением объема удаленного воздуха. Благодаря полученной зависимости (рисунок) объема воздуха, удаляемого вытяжным отверстием, от расстояния расположения последнего до сварочной дуги можно вычислить оптимальные параметры местной вытяжной вентиляции. С помощью полученной зависимости определено, что разработанные новые средства местной вентиляции производительностью 2000 и 4000 м³/ч [7] можно эффективно использовать при наплавке порошковыми лентами, располагая их приемные устройства на расстоянии соответственно $0,25$ и $0,35$ м от сварочной дуги. При этом обеспечивается необходимая эффективность улавливания СА и не изменяются химический состав и твердость наплавленного металла.

Peculiarities of selection of optimal parameters for local exhaust ventilation, allowing for the air velocity within the arc zone and amount of the removed air, are considered in terms of improvement of the efficiency of entrapping harmful materials from the flux-cored strip surfacing zone.

Поступила в редакцию 15.03.2005,
в окончательном варианте 30.05.2005

Выводы

1. Для защиты производственной среды от вредных веществ, образующихся при наплавке порошковыми лентами, рекомендуется применять местные вытяжные устройства производительностью от 2000 до 4000 м³/ч, обеспечивающие эффективное улавливание СА на расстоянии не более $0,25... 0,35$ м от сварочной дуги.

2. Максимальная скорость движения воздуха, удаляемого из зоны наплавки порошковой лентой, должна составлять $0,8$ м/с.

3. При увеличении (в случае необходимости) расстояния между приемным вытяжным устройством и зоной наплавки порошковой лентой объем удаляемого воздуха следует увеличивать в соответствии с полученной зависимостью.

1. Левченко О. Г. Гігієна праці та виробнича санітарія у зварювальному виробництві: Навч. посібник. — К.: Основа, 2004. — 98 с.
2. № 1009-73. Санитарные правила при сварке, наплавке и резке металлов. — М.: Минздрав СССР, 1973. — 28 с.
3. Гримитлин М. И., Лифшиц Г. Д., Позин Г. М. Теоретические основы расчета местных вытяжных устройств в сварочном производстве // Актуальные проблемы вентиляции и экологической безопасности в сварочном производстве: Материалы краткосрочного семинара, г. Ленинград, 5-6 июля 1990 г. — Л.: Об-во «Знание» РСФСР, 1990. — С. 12-19.
4. Информационно-поисковая система гигиенических характеристик сварочных аэрозолей / В. Ф. Демченко, О. Г. Левченко, В. А. Метлицкий, С. С. Козлитина // Свароч. пр-во. — 2001. — № 8. — С. 41-45.
5. Химмельблау Д. Анализ процессов статистическими методами. — М.: Мир, 1973. — 957 с.
6. Безопасность производственных процессов: Справочник / С. В. Белов, В. Н. Бринза, Б. С. Векшин и др. / Под ред. С. В. Белова. — М.: Машиностроение, 1985. — 448 с.
7. Левченко О. Г., Агасьян Н. Ю. Современные средства местной вентиляции для сварочного производства // Сварщик. — 2004. — № 5. — С. 40-42.



СВАРКА И РЕЗКА — 2006

6-я Международная специализированная выставка

28-31 марта 2006 г.

Беларусь, г. Минск

В рамках выставки состоится Международная научно-техническая конференция

«СОЕДИНЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

(Лицо для контакта: Радченко А. А., тел.: +375 17 239 98 07, 232 63 63;

факс: +375 17 210 11 17; E-mail: Aradch@wpc-i.anitex.by).

Приглашаем Вас принять участие в выставке

Наш адрес: 220035, Минск, Республика Беларусь, ул. Тимирязева, 65

<http://www.minskexpo.com>

Руководитель проекта Федорова Е. В. (E-mail: e_fedorova@solo.by)



СИСТЕМА МОНИТОРИНГА ДЛЯ ТРУБОСВАРОЧНОГО СТАНА

Ф. Н. КИСИЛЕВСКИЙ, д-р техн. наук, **Е. В. ШАПОВАЛОВ**, **Е. С. МЕЛЬНИК**, инженеры
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработана система мониторинга и контроля сварочного процесса для трубосварочного стана, состоящая из трех подсистем: контроля проплавления с обратной стороны сварочной ванны, контроля формирования сварного шва трубы и слежения за стыком. Рассмотрены построение этих подсистем с использованием средств технического зрения, а также аппаратные и алгоритмические методы минимизации влияния оптических (блики, засветка от сварочной дуги) и механических (царапины, ржавчина, заусенцы) помех. Созданная система обеспечивает высокую точность измерений в режиме реального времени.

Ключевые слова: дуговая сварка, стыковое соединение, мониторинг процесса сварки, система технического зрения, автоматическое управление сварочным процессом, контроль проплавления, система слежения, контроль формирования шва, валик усиления

Применение системы мониторинга в сварочном производстве позволяет получать сварочную продукцию стабильного качества и уменьшить влияние человеческого фактора на сварочный процесс. Основной задачей мониторинга процесса сварки является формирование сварного шва с заданными геометрическими параметрами. В состав системы мониторинга входят следующие подсистемы: контроля основных сварочных параметров в процессе сварки, управления сварочным процессом, прогнозирования качества сварки и контроля геометрии сварного шва.

Контроль основных параметров таких, как ток, напряжение, скорость сварки, скорость подачи защитного газа, не вызывает особых сложностей, но в большинстве случаев этих параметров не достаточно для полноценного функционирования системы мониторинга. Зачастую дополнительно требуются данные о глубине разделки, зазоре, превышении кромок, форме разделки, пространственном положении линии стыкового соединения (ЛСС) относительно горелки, для получения которых целесообразно использовать средства технического зрения (СТЗ).

Сенсорные устройства, к которым относятся и СТЗ, позволяют выявить внешние возмущения процесса сварки, благодаря чему существует возможность не только прогнозировать качество процесса сварки, но и управлять его режимом.

Наиболее интересной и сложной задачей управления процессом сварки является разработка системы слежения. Решение этой задачи включает два этапа — определение координат ЛСС и наведение сварочного инструмента на стык.

Прогнозирование качества процесса сварки можно осуществлять с помощью математического моделирования. Для математической модели в качестве исходных используются те же данные, что и для подсистемы управления. В задачу моделирования входит прогнозирование формы валика усиления, а также вероятности появления дефек-

тов типа прожогов и непроваров. В этой области известны работы сотрудников Тульского государственного университета под руководством д-ра техн. наук В. А. Судника [1] и ИЭС им. Е. О. Патона [2]. Разработанные математические модели учитывают тепловые, термодинамические и гидродинамические процессы, происходящие в сварочной ванне. Эти работы носят скорее теоретический характер, поскольку в реальном масштабе времени в виду сложности моделей их практическое применение ограничено.

На практике для прогнозирования качества сварного соединения используют данные о глубине проплавления с обратной стороны сварочной ванны, полученные с помощью СТЗ [3].

Целью настоящей работы является рассмотрение проблем построения системы мониторинга технологического процесса дуговой сварки для трубосварочных станков.

В ИЭС им. Е. О. Патона создана система мониторинга сварочного процесса применительно к трубному производству, в которую входят три подсистемы: контроля проплавления с обратной стороны сварочной ванны, контроля формирования сварного шва трубы и слежения за стыком.

Подсистема контроля проплавления с обратной стороны сварочной ванны. В этой подсистеме в качестве контролируемых параметров используют площадь, ширину и длину жидкой фазы металла. Указанные параметры позволяют выявить возможность появления большого количества дефектов сварного соединения — непроваров, прожогов, отклонений от заданной геометрической формы. Определить глубину проплавления можно исходя из площади жидкой фазы металла с обратной стороны сварочной ванны, а по длине и ширине жидкой фазы металла можно оценить удельное тепловложение и обоснованно выбрать скорость сварки. Перечисленные параметры очень важны, поскольку позволяют учесть влияние температуры окружающей среды на сварочный процесс. Ширина сварочной ванны с обратной стороны и глубина проплавления контролируются встроенными в зону сварки термопарами или методом акустической эмиссии. Оба эти метода являются контактными, в связи с чем на практике они применяются ограничено.

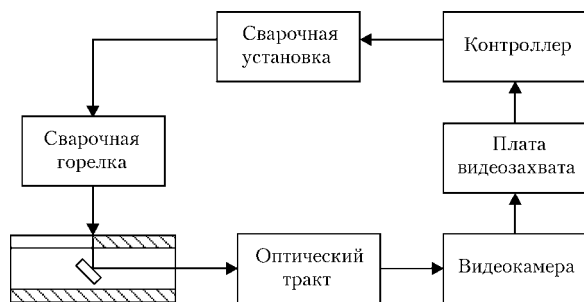


Рис. 1. Структурная схема подсистемы контроля проплавления при сварке

Специалисты ИЭС им. Е. О. Патона для измерения размеров жидкой фазы металла с обратной стороны сварочной ванны предложили использовать оптический метод. Структурная схема подсистемы контроля проплавления сваркой показана на рис. 1.

Указанный метод позволяет осуществить оценку температурного поля сварочной ванны изнутри трубы. Сенсор состоит из двух основных частей — зонда и видеокамеры. Плата видеозахвата предназначена для преобразования видеосигнала в цифровой. Контроллер выполняет видеообработку в реальном масштабе времени, в результате которой определяют «изотермические области» (рис. 2).

С помощью контроллера также выполняют оценку геометрических параметров (ширины, длины, площади) области изображения сварочной ванны с максимальной яркостью, которая соответствует жидкой фазе. На основании измерений обратной стороны сварочной ванны осуществляют управление параметрами сварки.

Подсистема контроля формирования сварного шва трубы. Наибольшую сложность представляет применение подсистемы контроля формирования сварного шва в технологическом процессе сварки трубы малого диаметра. Это обусловлено тем, что образовавшийся после сварки валик усиления имеет незначительную высоту (как правило, меньше миллиметра). Использование прецизионной системы измерения в заводских условиях практически невозможно из-за вибрации. Для контроля ширины валика усиления предложен хорошо известный метод светового сечения. Телевизионный сенсор состоит из двух блоков — оптического генератора световой плоскости и

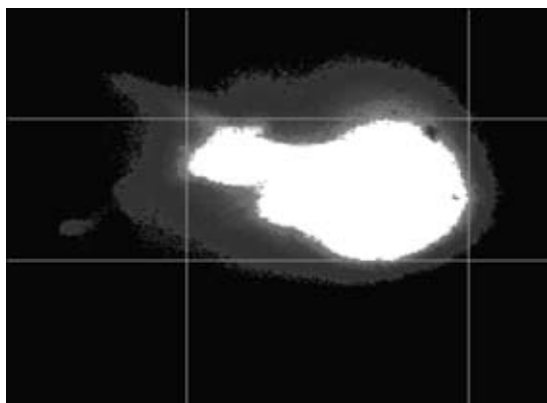


Рис. 2. Оценка температурного поля сварочной ванны изнутри трубы

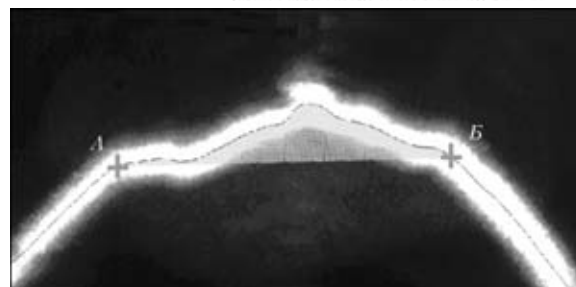


Рис. 3. Измерение параметров валика усиления: А, Б — см. объяснение в тексте

видеокамеры. Световая плоскость ориентирована под некоторым (триангуляционным) углом к оси визирования видеокамеры. При пересечении световой плоскости с поверхностью трубы образуется световая полоса, полностью повторяющая рельеф свариваемых поверхностей в зоне формирования сварного шва (рис. 3). Видеоизображение передается в блок обработки и управления, где после его фильтрации определяются основные геометрические параметры сварного шва.

Разработанная система предназначена для станков плазменной сварки нержавеющей труб без присадочной проволоки (рис. 4). Во время плазменной сварки образуется жидкая фаза металла. Поверхность жидкого металла при условии смачиваемости условно приобретает форму плоскости, искаженную макронеровностями, являющимися следствием динамических процессов в сварочной ванне. В задачу видеообработки входит нахождение точек (А, Б см. на рис. 3) встречи условной горизонтальной плоскости с поверхностью трубы, расстояние между которыми соответствует ширине валика усиления.

Подсистема работает в реальном масштабе времени. Рабочая длина волны оптического генератора световой плоскости составляет 630...670 нм. Видеокамера оснащена узкополосным интерференционным и поляризационным фильтром, что позволяет минимизировать влияние сварочной дуги и увеличить соотношение сигнал-шум. Отличительной особенностью указанной системы является ее инвариантность к различным видам помех таким, как сварочные брызги, царапины, ржавчина, нагар, заусенцы, следы фрезы или резца, блики, засветки от дуги и др.

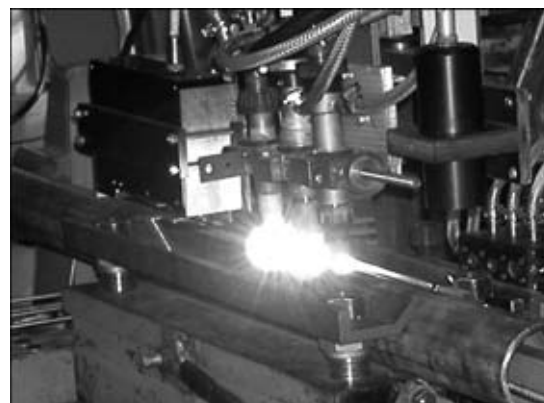


Рис. 4. Макет трубосварочного стана



По изображению валика усиления система автоматически определяет его площадь и высоту, а также геометрические характеристики подрезов.

Подсистема слежения за стыком. Для направления сварочной горелки по стыку реализована следящая система с обратной связью (рис. 5). Сигнал ошибки является разностью между координатами линии стыкового соединения и положения сварочного инструмента. В основу работы регулятора положен пропорционально-интегрально-дифференциальный закон управления, отражающий прямо пропорциональную зависимость значения управляющего воздействия от суммы взвешенных значений воздействия отклонения, интеграла и производной по времени от него.

В качестве датчика обратной связи для геометрической адаптации используется СТЗ. В основу ее положен телевизионный метод слежения за стыком с зазором, близким к нулю [4], базирующийся на возникновении светотеневого перехода при освещении стыка источником рассеянного света. Источник рассеянного света представляет собой светодиодную матрицу. Равномерность освещения достигается за счет того, что диаграммы направленности излучения светодиодов взаимно пересекаются, а расстояние от осветителя до свариваемых поверхностей намного превышает размеры светодиодов. В подсистеме слежения предусмотрено адаптивное управление яркостью источника рассеянного света в зависимости от коэффициента освещенности свариваемых поверхностей. Управление яркостью осуществляется с помощью контроллера, расположенного в корпусе сенсора. Обмен данными между контроллером управления яркостью и системой слежения реализуется на базе интерфейса RS 485.

Сварочная дуга является сильным источником оптических помех. Для защиты видеокамеры от оптических помех применяется интерференционный светофильтр, рабочая длина волны которого выбирается из следующих условий: видеокамера должна иметь достаточную чувствительность в диапазоне длин волн, пропускаемых интерференционным фильтром; световое излучение дуги при сварке по возможности минимальное в рабочем диапазоне интерференционного светофильтра.

Для обоснованного выбора рабочего диапазона интерференционных светофильтров изучены спек-

тральные характеристики аргодуговой и плазменной сварки [5].

Стык, освещенный рассеянным светом, на изображениях имеет вид узкой темной полосы. Исходное изображение, представленное массивом чисел с целью усиления перепада яркости подвергается избирательно согласованной фильтрации. Различные дефекты в виде царапин, ржавчины, окалин, следов фрезы вблизи стыка являются случайными помехами, которые могут привести к значительным ошибкам при определении координат стыка. Для исключения ошибок при обнаружении стыкового соединения разработана математическая модель распознавания образа стыкового соединения, позволяющая значительно повысить вероятность обнаружения линии стыкового соединения на зашумленных изображениях. В математической модели реализован переход от цифрового изображения к пространству объектов. По имеющимся априорным данным выносятся решение о принадлежности объекта к одному из классов, соответствующему стыковому соединению или помехе (задача распознавания образов). Объекты, принадлежащие к классу стыкового соединения, объединяются в один, вычисляются параметры этого объекта, а далее объект заменяется аппроксимирующей прямой (рис. 6, 7).

Главным достоинством разработанной подсистемы является высокое быстродействие (до 25 кадров/с), что позволяет осуществлять слежение при скорости сварки до 100 м/ч. Как правило, системы слежения за стыком в сварочном производстве отличаются транспортным запаздыванием. Происходит накопление отклонений от заданной траектории на некотором участке, находящемся в данный момент в поле зрения видеокамеры. Отработка отклонений приводами направления сварочной горелки осуществляется с задержкой. Время задержки рассчитывается по формуле

$$t = \frac{l}{v},$$

где v — скорость сварки; l — расстояние между электродом и осью визирования видеокамеры. Следовательно, чем меньше l , тем выше точность системы слежения. Обычно стремятся установить

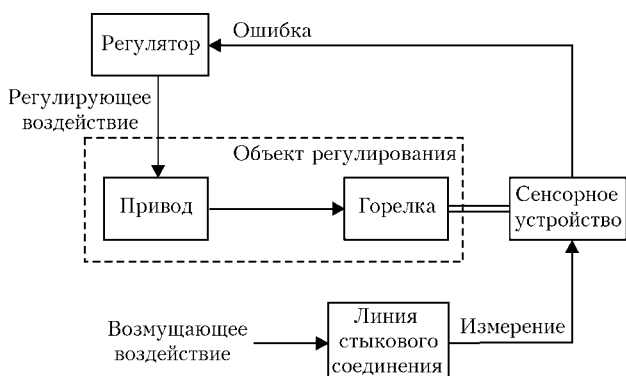


Рис. 5. Структура замкнутой системы управления

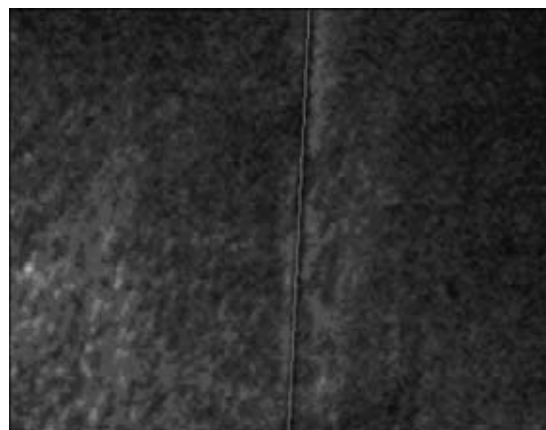


Рис. 6. Определение ЛСС с зазором, близким к нулю

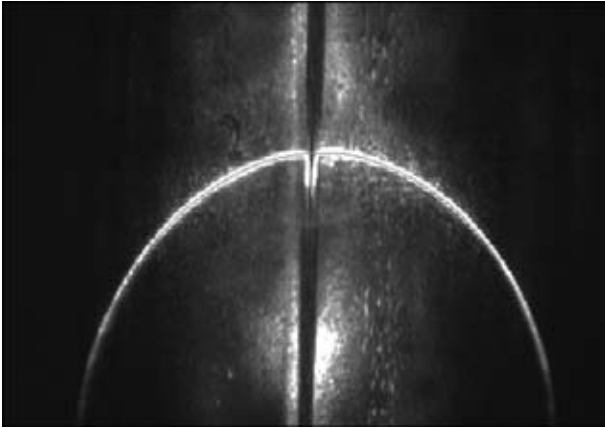


Рис. 7. Обработка изображения комбинированного телевизионного сенсора

систему слежения таким образом, чтобы значения l не превышали 100...150 мм.

В разработанной системе слежения указанный недостаток удалось устранить. Если допустить, что на расстоянии l траектория линии стыкового соединения прямолинейна, то отклонение горелки от траектории можно рассчитать по формуле

$$\Delta = l \operatorname{tg} \alpha + \frac{r}{\cos \alpha},$$

где α — угол между аппроксимирующей прямой и прямой, соединяющей ось визирования видеокамеры с центром электрода; r — расстояние от оси визирования видеокамеры до аппроксимирующей прямой.

Данный способ позволяет определить текущее отклонение горелки от линии стыкового соединения с погрешностью 0,1 мм. Для большинства сварочных процессов достаточно осуществлять наведение сварочного инструмента на стык с погрешностью, составляющей половину диаметра электрода. Чтобы избежать перехода системы слежения в колебательный режим, введены ограничения на чувствительность к изменению параметров объекта управления.

Если техническое задание для подсистемы слежения за стыком предусматривает слежение за

ЛСС по высоте, то сенсор дополнительно оснащается оптическим генератором световой плоскости, а значения высоты стыка определяют таким же образом, как и в триангуляционных СТЗ. Сложность заключается в обработке видеоизображений (рис. 7), поскольку источник рассеянного света создает помехи при выделении световой полосы. Данный метод разработан сотрудниками ИЭС им. Е. О. Патона и носит название комбинированного.

Для экспериментальной проверки адекватности математической модели управления технологическим процессом дуговой сварки искусственно вносили возмущения в режим сварки такие, как изменение положения и расстояния до ЛСС. Система управления незамедлительно компенсировала все внешние возмущения, при этом глубина проплавления оставалась постоянной, а центр сварочной горелки всегда находился над ЛСС.

Проведенные эксперименты показали высокую надежность разработанной автоматической системы мониторинга трубосварочных станков. Рассмотренные системы позволяют наилучшим образом строить автоматические системы управления сварочным производством и автоматизировать производство сварочных конструкций различного класса.

1. Судник В. А., Рыбаков А. С., Зайцев О. И. Математическое и программное обеспечение TIGSIM для анализа процесса дуговой сварки вольфрамовым электродом в аргоне // Материалы 4-й Всерос. науч.-техн. конф. «Компьютерные технологии в соединении материалов», г. Тула, 2004 г. — <http://comhightech.tsu.tula.ru/weldsim>.
2. Математические методы в сварке АН УССР. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1986. — 176 с.
3. Intelligent method for sensing, modeling and control of pulsed GTAW: Pt 1: Bead-on-plate welding / S. B. Chen, Y. J. Lou, L. Wu, D. B. Zhao // Welding J. — 2000. — № 7. — P. 151–163.
4. Оптический сенсор для слежения за стыком при размерах зазора, близких к нулю / Ф. Н. Кисилевский, Г. А. Бутаков, В. В. Долиненко, Е. В. Шаповалов // Автомат. сварка. — 2003. — № 2. — С. 51–52.
5. Кисилевский Ф. Н., Шаповалов Е. В. Определение оптимальной длины волны осветителя в системах технического зрения дуговой сварки // Там же. — 2003. — № 8. — С. 52–53.

The welding process monitoring and control system for a pipe welding mill has been developed. The system consists of three sub-systems: control of penetration from the back side of the weld pool, control of the pipe weld formation and weld tracking. Designs of these sub-systems using a technical vision system, as well as hardware and algorithmic methods for minimising the effect of optical (blinks and flashes due to the welding arc) and mechanical (scratches, rust, burrs) interferences, are considered. The system provides high real-time measurement accuracy.

Поступила в редакцию 19.04.2005,
в окончательном варианте 15.07.2005



ВОССТАНОВЛЕНИЕ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ДЕТАЛЕЙ ОБОРУДОВАНИЯ ГОРНООБОГАТИТЕЛЬНЫХ КОМБИНАТОВ МЕХАНИЗИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ НАПЛАВКОЙ

Ю. М. КУСКОВ, В. А. ЛЕБЕДЕВ, И. А. РЯБЦЕВ, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
А. И. ПОДДУБСКИЙ, Р. В. ШАПРАН, инженеры (ООО «Альянс-Груп», г. Кривой Рог)

Рассмотрены методы восстановления крупногабаритных деталей горного оборудования механизированной дуговой наплавкой. Показаны возможности эффективного применения полуавтоматической наплавки самозащитными порошковыми проволоками для вышеуказанных целей на примере обработки дробящего конуса.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, наплавочный полуавтомат, технология наплавки

Современные горнообогажительные комбинаты оснащены мощным дробильным оборудованием, перерабатывающим ежегодно по несколько миллионов тонн руды. К такому оборудованию, в частности, относятся конусные дробилки для крупного дробления (ККД) типа ККД 1500/180 и редуционные дробилки для вторичного крупного дробления (КРД) КРД 900/100, КРД 700/100 и др. Они предназначены для переработки (измельчения) руды, полученной открытой разработкой взрывом в виде кусков размерами 400...1200 мм. Внешний вид КРД показан на рис. 1. В процессе эксплуатации рабочие поверхности деталей дробилок (траверсы, дробящие конусы, чаши, станины) подвергаются в основном абразивному и ударно-абразивному изнашиванию.

Для защиты наиболее нагруженных и изнашиваемых поверхностей применяют сменные бронефутеровки, которые обычно изготавливают из стали 110Г13Л. Срок эксплуатации дробилок составляет десятки лет. За это время изнашиваются не только рабочие, но и менее нагруженные детали, например валы дробящего конуса. Он непосредственно не соприкасается с размалываемой рудой; износ (до 10...12 мм) происходит в зоне контакта верхней цилиндрической части вала с бронзовой втулкой в результате попадания в зазор между ними пыли с повышенными абразивными свойствами. Во время эксплуатации выходит из строя также и часть вала с упорной резьбой, на которой подвешен конус. В результате проявления усталостных процессов происходят отколы отдельных витков резьбы или локальное разрушение нескольких ее витков. При внешнем осмотре дефекты усталостного происхождения (трещины) нередко не обнаруживаются, но под воздействием термического цикла наплавки они могут образовываться и переходить в наплавленный металл.

В настоящей работе отражен опыт восстановления механизированной дуговой наплавкой порошковыми самозащитными электродными проволоками изношенных поверхностей вала дробящего ко-

нуса и отдельных витков упорной резьбы. Валы дробилок, подлежащие восстановлению, изготавливают из среднеуглеродистых сталей типа сталь 40 либо низколегированных сталей типа 34ХНМ, которые относят к категории ограниченно свариваемых. По этой причине попытки восстановить такие детали способом ручной дуговой наплавки, особенно без предварительного подогрева, приводят к возникновению в наплавленном металле трещин. Наличие трещин в детали, работающей в сложно напряженном состоянии, как указывалось выше, не допустимо. Особенно это касается части вала конуса с упорной резьбой — несущей деталью, которая должна выдерживать значительные переменные нагрузки.

С учетом особенностей эксплуатации дробящих конусов, свариваемости материалов, из которых изготавливаются их валы, и продолжительности выполнения наплавочных работ разработана технология наплавки и выбрано оборудование для восстановления цилиндрической части вала и упорной резьбы.

Перед наплавкой восстанавливаемые участки подвергаются ультразвуковому контролю. В случае наличия трещин усталостного происхождения последние обязательно должны быть удалены с

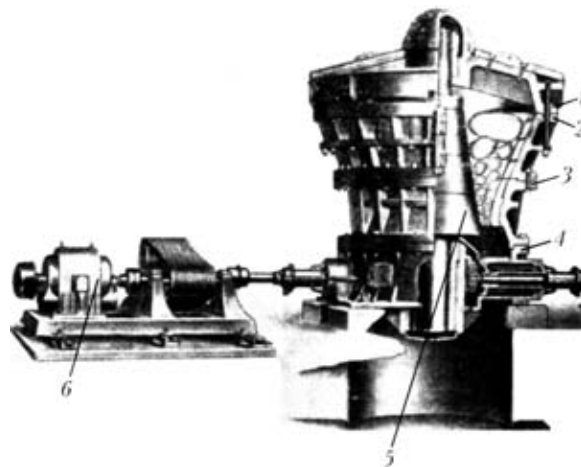


Рис. 1. Внешний вид КРД: 1 — верхнее кольцо чаши с траверсой; 2, 3 — соответственно верхнее и нижнее кольца средней части чаши; 4 — станина; 5 — конус; 6 — электропривод



Рис. 2. Устройство для механической обработки наплавленных поверхностей вала конуса: 1 — вал дробящего конуса; 2 — планшайба; 3 — резцедержатель



Рис. 3. Участок восстановления валов конусов: 1 — конус до восстановления; 2 — площадка для выполнения наплавки; 3 — полуавтомат ПШ107В; 4 — конус после восстановления вала

помощью механической обработки абразивными кругами. Эти работы, а также механическую обработку наплавленных поверхностей вала и резьбу выполняют с помощью устройства, закрепляемого непосредственно на конусе. Такое устройство разработано и изготовлено на предприятии ООО «Альянс-Груп» (рис. 2). Для механической обработки используются специальные резцы, позволяющие надежно в течение продолжительного времени обрабатывать наплавленные участки вала.

Для выполнения цикла технологических операций по восстановлению вала конус устанавливают вертикально в технологическую яму, применяемую при сборке-разборке конусов. Вокруг восстанавливаемых участков вала монтируется рабочая площадка для наплавщиков (рис. 3). Перед наплавкой наплаваемая поверхность подогревается газовой горелкой большой мощности. Для повышения производительности процесса используют одновременно несколько горелок, собранных в единую конструкцию. Температура подогрева вала зависит от материала, из которого он изготовлен.

Для наплавки использовали разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона самозащитные порошковые проволоки типа ПП-АН198 и ПП-АН202, обеспечивающие

получение наплавленного металла с высокими механическими свойствами (таблица).

Полуавтоматическая дуговая наплавка, по сравнению с ручной дуговой наплавкой, позволила в среднем в 1,5...2,0 раза повысить производительность труда. При этом значительно улучшилось формирование наплавленных валиков, что облегчило и ускорило процесс механической обработки наплавленных поверхностей. Наплавленный металл имеет твердость не более *HRC* 30 и поэтому легко осуществлять его механическую обработку. После механической обработки качество наплавленного металла определяли методом ультразвукового контроля, затем выполняли накатку наплавленной поверхности металлическими роликами.

Технология наплавки, применяемая для восстановления валов, предъявляет к полуавтоматам следующие специальные требования:

продолжительность включения ПВ = 100 %, что исключает или снижает вероятность падения температуры подогрева наплаваемого вала;

обеспечение стабильности возбуждения и горения дуги в различных пространственных положениях;

Механические свойства наплавленного металла

Марка порошковой проволоки	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа	Относительное удлинение δ_5 , %	Относительное сужение ψ , %	Ударная вязкость <i>KCU</i> , Дж/см ²
ПП-АН198	385	590	24,5	21,8	40
ПП-АН202	433	667	18,5	22,1	25



Рис. 4. Наплавка вала полуавтоматом ПШ 107В: 1 — блок независимого питания; 2 — полуавтомат; 3 — наплавленная поверхность вала дробящего конуса

гарантия высокой степени надежности и ремонтопригодности;

возможность работы как в цеховых условиях, так и на открытых площадках при значительном перепаде температуры окружающей среды. Наиболее соответствует этим требованиям блочно-модульный полуавтомат ПШ 107В, разработанный в ИЭС им. Е. О. Патона [1]. В полуавтоматах этого типа предусмотрено наличие обратных связей, стабилизирующих частоту вращения вала приводного электродвигателя (скорость подачи электродной проволоки) и технологический процесс наплавки. При этом возможно устанавливать различные соотношения действий обратных связей [2].

Methods for reconditioning of large-size parts of mining equipment by mechanised arc surfacing are considered. The possibility of an efficient application of semi-automatic surfacing using self-shielding flux-cored wires for the above purposes is shown by an example of treatment of a crushing cone shaft.

Для обеспечения указанных выше требований полуавтоматы типа ПШ 107В адаптированы к условиям эксплуатации в непрерывном цикле, благодаря усилению некоторых элементов конструкции (роликовый узел подачи проволоки, токоподводящие наконечники, блоки питания и управления). Источник сварочного тока выбран с необходимым запасом мощности.

Модернизированные полуавтоматы ПШ 107В обеспечивают значительное повышение производительности наплавки и более высокое качество наплавленного металла по сравнению с ручной наплавкой или наплавкой полуавтоматами других типов. Наплавка вала дробящего конуса полуавтоматом ПШ 107В на рабочей площадке и внешний вид его наплавленной поверхности на рис. 4.

В настоящее время с использованием указанной технологии восстановлено несколько валов дробящих конусов. Некоторые из них на протяжении нескольких месяцев успешно эксплуатируются на горнообогатительных комбинатах в г. Кривой Рог. Затраты на восстановление валов не превышали 30 % стоимости новых дробящих конусов, а срок службы восстановленных был не меньше нормативного срока службы новых изделий.

1. Лебедев В. А., Мошкин В. Ф., Пичак В. Г. Полуавтоматы единой блочно-модульной конструкции для сварки, наплавки и резки // Свароч. пр-во. — 1998. — № 1. — С. 24–28.
2. Лебедев В. А., Пичак В. Г. Полуавтоматы для сварки и наплавки типа ПШ 107 // Автомат. сварка. — 1998. — № 7. — С. 38–42.

Поступила в редакцию 02.03.2005

НОВОСТИ

РЕЗКА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ЖИДКОСТИ ВМЕСТО ГАЗА

Не газ, а жидкость является исходной средой для нового процесса плазменной резки фирмы Fronius. Сегодня наличие источника сжатого воздуха является вчерашним требованием. Альтернатива — компактное устройство TransCut 300, идеально подходящее для применения как в цеху, так и в полевых условиях. Преимущество новой системы заключается в неограниченной портативности, а также в существенном сокращении выбросов токсичных веществ.

Традиционные портативные системы плазменной резки, портативные в том смысле, что их можно использовать для ручной резки, требуют либо соединения со стационарным источником сжатого газа, либо применения отдельного компрессора. И





то и другое в значительной степени ограничивает портативность и усложняет перемещение. Устройство TransCut 300 положило конец указанным ограничениям благодаря альтернативной концепции источника. Вместимость встроенного резервуара для жидкой используемой при резке среды — 1,5 л. При этом для облегчения заправки используются картриджи. Данная жидкость в парообразном, ионизированном состоянии служит средой для плазмы.

УДК 621.79(088.8)

ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА*

Способ удаления продуктов газовой выделения из каналов пластинчато-ребристых теплообменников при их пайке, отличающийся тем, что нагрев пакета осуществляют аэродинамическим нагревателем и поток инертного газа на его выходе разделяют надвое, причем один из потоков направляют в камеру, а при помощи второго создают перепад давлений на противоположных концах теплообменных каналов, обеспечивающий циркуляцию газа в последних. Патент РФ 2252114. Ю. В. Грачев, В. П. Крачевкин, В. В. Лахман и др. (ОАО «Криогенмаш») [14].

Способ заварки кратера шва, отличающийся тем, что заварку ведут в углекислом газе при неподвижной дуге, а силу тока, напряжение на дуге и время заварки с допуском $\pm 5\%$ определяют по соотношениям $V_k \gamma - \xi I_{жк}^{x1} d_{э}^{x2} l_{э}^{x3} t_{жк} \frac{1}{3600} = 0$, $U_{жк} - K_{и} I_{жк}^{x4} = 0$, $\frac{I_{св}^{x5} K_{п} \eta}{2\pi \lambda T} - L = 0$, где V_k — объем кратера, определяемый по зависимости $V_k = p \xi \frac{I_{св}^{x5} d_{э}^{x2} l_{э}^{x3} \eta K_{п}}{2\pi \lambda \gamma V_{св} 3600}$, см³; $I_{жк}$, $U_{жк}$,

Жидкость, обеспечивающая экономию пространства, используется в качестве режущего материала. Она нагревается и ионизируется внутри горелки для резки. Результат: легкая резка пластин толщиной до 12 мм, улучшенная портативность и сокращение выбросов по сравнению с системами резки, работающими на сжатом воздухе.

TransCut 300 открывает новые возможности в области технологии резки: портативные, совместимые с генератором системы предназначены для того, чтобы оказать решающее влияние на практическое применение процессов резки. В будущем этот более экологически чистый и благоприятный для здоровья человека процесс резки — «зеленый» процесс — станет обычным явлением в секторе металлообработки. Более того, TransCut 300 — это система плазменной резки, имеющая самые маленькие размеры и самую малую массу (14 кг) среди систем данного класса.

Эта система совместима с генератором, может подсоединяться к сети напряжением всего 220 В и резать сталь, алюминий, нержавеющей сталь толщиной до 12 мм. Поскольку в данном процессе исключается поглощение азота поверхностями реза, это существенно снижается вероятность образования пор при последующей сварке. И последнее, но не менее важное, преимущество заключается в том, что благодаря повышенной скорости резки в значительной степени повышается эффективность процесса.

$t_{жк}$ — соответственно сила сварочного тока, А; напряжение на дуге, В; время заварки кратера, с; $d_{э}$, $l_{э}$ — диаметр и вылет электродной проволоки, см; $I_{св}$, $V_{св}$ — соответственно сила сварочного тока, А, и скорость сварки, см/с; $x1 = 1,32$, $x2 = 0,64$, $x3 = 0,38$, $x4 = 0,37$, $x5 = 2,69$, $\xi = 0,616$, $K_{п} = 3,65$ В/А, $p = 0,6$; η , λ , T — соответственно эффективный КПД процесса нагрева изделия сварочной дугой, коэффициент теплопроводности, Вт/(см·К), температура плавления свариваемого металла, °С; L — длина сварочной ванны, см. Патент РФ 2252115. А. С. Бабкин (Липецкий ГТУ) [14].

Способ дуговой сварки многопроходных соединений, отличающийся тем, что задают длину сварного соединения, глубину проплавления предыдущего прохода и критическую скорость охлаждения, а сварку заполняющих слоев ведут с температурой подогрева, силой сварочного тока, напряжением и скоростью сварки, определяемых с допуском $\pm 5\%$ по соотношениям:

$$\frac{d}{dT_{п}} f(I_{св}, V_{св}, T_{п}, \lambda_1, \lambda_2, \lambda_3, \lambda_4, \lambda_5, \lambda_6) = 0,$$

$$\frac{d}{dI_{св}} f(I_{св}, V_{св}, T_{п}, \lambda_1, \lambda_2, \lambda_3, \lambda_4, \lambda_5, \lambda_6) = 0.$$

* Приведены сведения о патентах РФ, опубликованных соответственно в бюллетенях «Изобретения. Полезные модели» за 2005 г. (в квадратных скобках указан номер бюллетеня).

Патент РФ 2252116. А.С. Бабкин, Л. Т. Епифанцев (То же) [14].



Способ наплавки меди или медных сплавов на подложку из высоколегированных никелевых сплавов, отличающийся тем, что перед укладкой пластин на их соприкасающиеся поверхности наносят слой флюса, а торцевые кромки медной пластины и расположенные у ее кромок участки подложки по всему периметру изолируют от контакта с плазмой дуги, при этом наплавку осуществляют при температуре плавления накладки без оплавления основного металла подложки. Патент РФ 2252117. А. Л. Логинов, Н. М. Григоркин, Л. А. Туманов и др. (ОАО «Энергомаш им. Акад. В. П. Глушко») [14].

Датчик тока сварки, отличающийся тем, что измерительная цепь содержит токоограничивающий резистор и регистрирующий элемент, которые включены последовательно с дополнительным источником питания. Патент РФ 2252118. Е. А. Копиленко, Г. В. Павленко, М. В. Карасев и др. (ОАО Фирма «СЭЛМА») [14].

Сварочный аппарат-резак для резки металлов и неметаллов или проведения сварки, или заварки, или наплавки, содержащий экзотермический стержень и стержнедержатель, отличающийся тем, что экзотермический стержень обернут бумагой и состоит из фитиля и экзотермической газогенерирующей части, стержнедержатель выполнен из жаропрочного конструкционного материала с полостью для размещения в ней с возможностью фиксации экзотермического стержня, содержит рукоятку, форсунку и имеет защитное жаропрочное огнеупорное покрытие на внутренней поверхности форсунки и упомянутой полости, экзотермическая газогенерирующая часть стержня содержит экзотермический состав для твердотопливных ракетных двигателей с добавлением связующего и замедлителей горения, при горении которого не образуется веществ, химически взаимодействующих с материалом обрабатываемой детали, огнеупорным жаропрочным покрытием полости и форсунки стержнедержателя. Приведены и другие отличительные признаки. Патент РФ 2252119. И. В. Новохацкий [4].

Покрытие для защиты поверхности от брызг расплавленного металла при дуговой сварке плавлением, отличающееся тем, что в него введен барий при следующем содержании компонентов, г на 1 л воды: 100 сульфитно-спиртовой барды; 30...40 бария. Патент РФ 2252120. В. Т. Федько, С. Б. Сапожков, Е. А. Зернин и др. (Томский политехнический университет) [14].

Флюс для формирования корня шва, содержащий сварочный флюс, жидкое стекло и железный порошок, отличающийся тем, что он содержит указанные компоненты в следующем соотношении, мас. %: 55...75 сварочного флюса; 10...20 жидкого стекла; 15...25 железного порошка. Патент РФ 2252121. Б. И. Мандров, Е. А. Иванайский, А. Г. Шахваростов, А. А. Загорюлько (Алтайский ГТУ им. И. И. Ползунова) [14].

Способ изготовления дистанционирующей решетки (1), отличающийся тем, что площадь припоя в виде аморфной ленты, фиксируемой на грани ячейки, выбирают от $0,17F$ до $0,61F$, где F — площадь поверхности грани ячейки, а паяемые поверхности прижимают друг к другу с усилием $300...500$ г/см².

2. Способ по п.1, отличающийся тем, что толщину припоя в виде аморфной ленты выбирают $20...45$ мкм.

3. Способ по п.1 или 2, отличающийся тем, что фиксацию припоя в виде аморфной ленты на гранях ячеек осуществляют импульсной лазерной сваркой.

4. Способ по п.1 или 2, отличающийся тем, что фиксацию припоя в виде аморфной ленты на гранях ячеек осуществляют контактной точечной конденсаторной сваркой. Патент РФ 2252846. Б. А. Калинин, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков и др. (ОАО «ТВЭЛ») [15].

Способ сварки плавящимся электродом, отличающийся тем, что предварительно измеряют сопротивление вылета электродной проволоки, а силу сварочного тока, напряжение на дуге и скорость сварки рассчитывают с точностью для каждого параметра 5 % по соотношениям $I_{cb}^{-1} V_{cb} \frac{F_n \gamma}{(K_1 + R I_{cb}) / H_m} = 1$,

$U_d = K_s I_{cb}^{k_4} d^{k_5}$, $\varphi^2 = I_{cb} V_{cb} U_d \frac{e \eta_n}{32 \pi \alpha \lambda T}$, где I_{cb} , V_{cb} , U_d , d — соответственно сила сварочного тока, А, скорость сварки, м/ч, напряжение на дуге, В, диаметр электрода, см; $R = R_n (1 + \alpha T_1)$ — сопротивление вылета электродной проволоки, Ом; R_n — измеренное сопротивление вылета, Ом; α — температурный коэффициент сопротивления, °C⁻¹; T_1 — средняя температура вылета при сварке, °C; γ — плотность свариваемого металла, кг/м³. Патент РФ 2252847. А. С. Бабкин (Липецкий ГТУ) [15].

Сплав для пайки на основе циркония, отличающийся тем, что дополнительно содержит висмут, мышьяк и серу при следующем соотношении компонентов, мас. %: 4,0...6,0 железа; более 3,0...4,0 бериллия; 0,9...1,1 ниобия; 4,0...8,0 меди; 1,0...3,0 олова; 0,2...1,0 хрома; 0,0001...0,0018 висмута + мышьяка; 0,0001...0,0015 серы; остальное цирконий и неизбежные примеси. Патент РФ 2252848. Б. А. Калинин, В. Т. Федотов, О. Н. Севрюков и др. (ОАО «ТВЭЛ») [15].

Устройство для сварки секционных отводов трубопроводов, отличающееся тем, что оно снабжено дугообразной консолью, жестко связанной одной стороной с поворотным шпинделем, а на другой размещен корпус узла для закрепления отвода, при этом устройство снабжено дополнительными электропроводными элементами, смонтированными на обойме с возможностью переключения при повороте обоймы из одной рабочей позиции в другую. Патент РФ 2254849. Н. Д. Засульский [15].

Устройство для формирования корня сварного шва, отличающееся тем, что оно снабжено магнитопроводом с Ш-образным поперечным сечением с размещенной в его углублении катушкой индуктивности, создающей магнитное поле и закрепленной в углублении над пневмоэлементом, установленным на катушке индуктивности, термостойкой прокладкой, охваченной упругим элементом. Патент РФ 2252850, Е. А. Иванайский, Б. И. Мандров, А. Г. Шахваростов, А. А. Загорюлько (Алтайский ГТУ им. И. И. Ползунова) [15].



По
зарубежным
журналам*

BULETINUL INSTITUTULUI in SUDURA SI INCERCARI DE MATERIALE – BID ISIM (Румыния), 2004. – № 4 (рум. яз.)

Petzek E. et al. Определение скорости роста трещин на эксплуатирующихся стальных мостах, с. 2–9.

Mateiu H. S. et al. Анализ сосудов давления методом конечных элементов с использованием программы ANSYS, с. 10–16.

Деятельность Национального института сварки Румынии, с. 25.

JOURNAL of LIGHT METAL WELDING & CONSTRUCTION (Япония), 2003. – Vol. 41, № 6 (яп. яз.)

Деятельность Японского общества по сварным конструкциям из легких металлов в 2003 г., с. 2–21.

Works A. Репортаж о визите в Германию: заседание МИС и посещение автомобильных заводов BMW/Audi, с. 40–51.

JOURNAL of LIGHT METAL WELDING & CONSTRUCTION (Япония), 2003. – Vol. 41, № 7 (яп. яз.)

Снижение экологической нагрузки автомобилей путем применения гибридных материалов для кузовов (ч. 1), с. 1–11.

Ema M., Sasabe S. Прочность соединений Al–Mg–Si сплавов, выполненных при изготовлении автомобилей разными современными способами сварки, с. 12–17.

Shibahara S. Разработка суперлайнеров, с. 18–26.

Holcamoto K. et al. Формирование структуры поверхности раздела при сварке взрывом соединений алюминия со сталью, с. 27–32.

Takeuchi K. Изготовление пропеллеров, с. 33–35.

Iwasaki S. Механизм подачи защитного газа высокой степени чистоты, с. 36–40.

JOURNAL of LIGHT METAL WELDING & CONSTRUCTION (Япония), 2003. – Vol. 41, № 8 (яп. яз.)

Снижение экологической нагрузки автомобилей путем применения гибридных материалов для кузовов. Ч. 2, с. 1–11.

Nishimura M. et al. Новый способ пайки алюминия PUL-SVEC, с. 12–18.

Shibahara M. et al. Моделирование высокотемпературных трещин и прогнозирование трещинообразования с использова-

нием температурной зависимости граничных элементов, с. 19–29.

Усталостные характеристики соединений Al–Mg–Si сплава 6082, выполненных сваркой трением с перемешиванием, с. 30–32.

Takemoto T. Проволока для сварки МИГ магниевых сплавов, с. 33.

JOURNAL of LIGHT METAL WELDING & CONSTRUCTION (Япония), 2003. – Vol. 41, № 9 (яп. яз.)

Okuto K. Изменение стандартов на алюминиевые конструкции в США, с. 1–6.

Kita Y. et al. Динамическое проектирование опорных конструкций, с. 7–18.

Koyama K. et al. Факторы, определяющие прочность разнородных Al–Cu паяных соединений, выполненных через серебряную вставку, с. 19–27.

Разработка способа сварки трением с перемешиванием для корпусных алюминиевых конструкций, формованных взрывом, с. 32–37.

Источник питания с цифровым управлением для сварки ТИГ с переключением переменного тока на постоянный, с. 42–43.

* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиотеки ИЭС им. Е. О. Патона.



PRAKTIKER (Германия), 2004. — № 10 (нем. яз.)

Wilhelm G. Разрушение конструкции вследствие отсутствия контроля материала, с. 284–286.

Wesling V. et al. Плазменно-порошковая соединительная сварка алюминиевых листов, с. 288–294.

Bergmann U. Плазменная точечная сварка в серийном производстве, с. 295–297.

Vollrath K. Титановые изделия — прочные, легкие, устойчивые против коррозии и доступные, с. 298–303.

Simler H. et al. Высокий потенциал резки тонким плазменным лучом. Ч. 2, с. 304–305.

Kranz B. «Проектирование и конструирование» — конференция в г. Галле 2004, с. 306–308.

Сварка, резка и родственные технологии на выставке «ЕВРОЛИСТ 2004», с. 309–311.

Zwatz R. Какие изменения вносит в аттестацию сварщиков стали новый DIN EN 287-1, с. 312–317.

SCIENCE and TECHNOLOGY of WELDING and JOINING (Великобритания), 2004. — Vol. 9, № 3 (англ. яз.)

Rabinkin A. Высокотемпературная пайка с использованием аморфных припоев (NiCoCr)–B–Si — сплавы, обработка, структура соединения, свойства, области применения, с. 181–199.

Ghosh P. K. et al. Определение характеристик сварных швов и ЗТВ труб систем первого контура реакторов на тяжелой воде под давлением, с. 200–208.

Ojo O. A. et al. Влияние размера зазора и параметров процесса диффузионной пайки при обработке быстрым затвердением, с. 209–220.

Jean M.-D. et al. Влияние размера зазора и параметров процесса диффузионной высокотемпературной пайки при обработке быстрым затвердением, с. 221–228.

Ghosh P. K., Singh U. Влияние предварительного и последующего нагрева швов на свариваемость труб из модифицированной стали 9Cr–1Mo(V–Nb) при использовании процессов сварки МИГ и ТИГ, с. 229–236.

Mansouri U., Monshi A. Изменение микроструктуры и остаточных напряжений в зоне швов рельсов, выполненных стыковой сваркой оплавлением, с. 237–245.

Ravi S. et al. Влияние термообработки после сварки на рост усталостных трещин сварных швов из высокопрочной низколегированной стали, полученных с применением присадочного материала другого класса прочности, с. 246–252.

De A. et al. Прогнозирование качества швов, выполненных сваркой МИГ на импульсном токе с использованием искусственной нейронной сети, с. 253–259.

Tome J., Tusek J. Описание потока защитных газов через мундштуки при использовании процессов сварки МИГ/МАГ и ТИГ, с. 260–266.

Daugherty W. L., Cannell G. R. Пористость сварных швов контейнеров для хранения материалов, содержащих плутоний, с. 267–271.

Lu S.-P. et al. Сравнение формы швов, выполненных сваркой ТИГ с использованием флюса на основе оксида железа и защитного газа Ar–O₂, с. 272–276.

Shirzadi A. A. et al. Соединение пенистой нержавеющей стали, с. 277–279.

SCHWEISSEN und SCHNEIDEN (Германия), 2004. — № 10 (нем. яз.)

Post мирового рынка сварочной аппаратуры для строительства, с. 498.

Eltze A. Дюнный лазер с оптоволокном для сварки металлов, с. 502.

Deroff R. Орбитальная сварка в изготовлении теплообменников, с. 503–504.

Средства личной защиты сварщика повышают производительность, с. 504–505.

Сварка, резка и родственные технологии на выставке «ЕВРОЛИСТ 2004», с. 509–511.

Wegmann H., Holthaus M. et al. Плазменная резка — экономичный способ для легированных и низколегированных сталей, с. 512–517.

Letsch S., Meschut G. et al. Технология механического соединения для смешанного принципа изготовления. Ч. 2. Новые способы соединения, с. 518–526.

Duthey U., Hichri H. Строение системы оперативного контроля процесса сварки в среде защитных смесей на основе

акустических сигналов и оценки с помощью алгоритмов для распознавания голоса, с. 528–537.

Morgenstern C., Sonsino C. M. et al. Использование концепции микропорного эффекта для оценки вибропрочности сварных алюминиевых соединений из AlMg4,5Mn и AlMgSM T6, с. 538–544.

От службы информации «Обзор литературы по неразрушающему контролю», с. 545–546.

Killing R. Соединение в изготовлении подвижного состава — прогресс, технологии, применение, с. 547–555.

Техническое применение конструкционных клеев, с. 555.

Сварка и пайка в аэрокосмической технике, с. 556–559.

Изготовление несущих конструкций из стали и алюминия, с. 560–561.

Дни сварки, 9-я конференция в Дуисбурге, с. 562–563.

Технология соединения в рельсовом и грузовом транспорте, с. 564–568.

SCHWEISS & PRÜFTECHNIK (Австрия), 2004. — № 9 (нем. яз.)

Wohlgenannt M. Одна минута на изготовление рамы шкафа комплектного распределительного устройства, с. 119–121.

Grahn B., Stadler F. Несущие конструкции из гнутых труб — технологическое решение с использованием гибки, раскря и сварки, с. 130–133.

VARILNA TEHNIKA (Словения), 2004. — Let. 53, № 3 (слов. яз.)

Rihar G. Непровар сварных соединений — характеристика ультразвуковых показаний, с. 87–92.

Markelj F. Математическое моделирование термических и структурных процессов при сварке ТИГ ферритной нержавеющей стали, с. 93–103.

WELDING and CUTTING (Германия), 2004. — № 6 (англ. яз.)

Сварка с дистанционным управлением оцинкованных сталей с помощью CO₂ лазера, с. 330–333.

Международная конференция 2004 года по термическому напылению в г. Осака, Япония, с. 334–336.

Wielage B., Hofmann U. et al. Коррозионная стойкость соединений керамика/сталь, паяных активными припоями, с. 340–346.

Zinke M., Schroder J. Влияние разных видов поверхностной обработки высоколегированных сплошных электродных проволок при сварке МИГ, с. 347–355.



Heuberger A., Izquierdo P. et al. Дуговое напыление сдвоенной проволокой — новая технология нанесения покрытий на внутренние отверстия цилиндров без футеровки, с. 356–361.

Carter G. J. Оценка воздействия сварочных дымов и требования к их контролю в процессе дуговой сварки стали, с. 364–371.

WELDING INTERNATIONAL (Великобритания), 2003. — Vol. 18, № 2 (англ. яз.)

Slania J. Феррит в сварных швах, выполненных с помощью проволок 23/12 — переход в диапазоне температур 650...350 °С, с. 89–94

Kato K. et al. Механические свойства алюминиевых сплавов 6061 после сварки трением с перемешиванием, с. 95–102.

Mochizuki M. et al. Аналитическое исследование влияния наплавки на микроструктуру и твердость соединения балки с колонной в стальных каркасных конструкциях, с. 103–111.

Suzukin N. et al. Ремонт усталостных трещин, образовавшихся в сварных швах вокруг коробчатых сечений с использованием сварочных материалов с низкой температурой превращения, с. 112–117.

Zyazev V. L. et al. Влияние условий нанесения высокопрочных покрытий $AlCo_{0,158}CrO_{0,084}Y_{0,003}$ на структуру и свойства металлической основы ZrS-32, с. 118–120.

Sagirov K. N. et al. Эффективный процесс автоматической наплавки под флюсом, с. 121–123.

Pavlyuk S. K. et al. Технология сварки пресс-форм и штампов для обработки жидкого и горячего металла, с. 124–129.

Kulikov V. P. et al. Контроль параметров термического цикла сварки высокопрочной стали 12Х1МФ на основе магнитных характеристик зон металла шва, с. 130–134.

Kulikov V. P., Bolotov S. V. Магнитно-термический метод контроля качества соединений, выполненных контактной точечной сваркой, с. 135–138.

Berezienko V. P., Furmanov S. M. Уменьшение глубины вмятины от электродов при контактной точечной сварке, с. 139–144.

Bushma V. O. Нагрев ленточного электрода током в процессе дуговой сварки неподвижным расходуемым электродом, с. 145–150.

Popkov A. M. Расчет режимов дуговой контактной сварки соединений на основе геометрических параметров сварных соединений, с. 151–153.

Metlitskii V. A. Сварка чугуна при восстановлении и изготовлении сварнолитых сечений и конструкций, с. 154–159.

Kuskov Yu. K. Особенности электрошлаковой наплавки гранулированным присадочным металлом в токоподводящем кристаллизаторе, с. 160–164.

WELDING INTERNATIONAL (Великобритания), 2003. — Vol. 18, № 3 (англ. яз.)

Mochizuki M., Toyota M. Влияние сварки с многоцикловым нагревом на характеристики сварного соединения балки с колонной в стальных каркасных конструкциях, с. 173–180.

Hasegawa M. et al. Повышение усталостной прочности сварных соединений SM490A путем горячей проковки гранулированным металлом высокой твердости/высокой удельной массы, с. 181–188.

Kim Y. C. et al. Механические свойства катаной стали двутаврового профиля, соединяемой с помощью установки для сварки оплавлением новой разработки, с. 189–194.

Cruz A. et al. Определение характеристик марганцевой руды для ее применения при синтезе флюсов для дуговой сварки под флюсом, с. 195–201.

Fortain J. M., Bonnefois B. Влияние сочетания проволока/газ при дуговой сварке МИГ металлов на никелевой основе, с. 202–207.

Bonnefois B. et al. Сварка А-ТИГ высокоазотистых легированных нержавеющей сталей — высокоэффективный сварочный процесс с точки зрения металлургии, с. 208–212.

Belen'kii D. M. et al. Изменения механических свойств стыковых сварных соединений в процессе автоматической орбитальной сварки, с. 213–215.

Poloskov S. I. et al. Снижение вероятности образования внешних дефектов сварных соединений в процессе автоматической орбитальной сварки, с. 216–222.

Kuz'min V. I. et al. Критические условия образования разрушения сварных соединений при сварке взрывом, с. 223–227.

Dekhonova S. Z. et al. Формирование бимодальной структуры псевдосплава Cu-Cr с помощью электронно-лучевой наплавки, с. 228–231.

Sorokin L. I. Электроды с пластиковым покрытием для сварки низкоуглеродистых сталей, с. 232–242.

Volkov S. S. Технология ультразвуковой сварки многоэлементных компонентов, изготовленных из жесткого пластика, с. 242–245.

Belyi V. E. et al. Методы повышения безопасности трубопроводов атомных электростанций, с. 246–248.

WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society, 2004. — Vol. 52, № 4 (яп. яз.)

Toyota M. Значение сотрудничества между университетами и промышленностью для технологий будущего, с. 51–56.

Nishikawa S. Сварочные роботы на пути от универсальности к оптимизации, с. 58–62.

Shirakawa K., Hamada H. Слепящие системы и системы дистанционного управления для роботизированного сварочного производства, с. 63–68.

Boillot J. P. et al. Слежение за стыком и контроль при лазерной сварке, с. 69–74.

Повышение эффективности и производительности путем применения обучающихся систем на судостроительных верфях, с. 76–80.

Повышение точности сварки и качества сварной продукции путем подготовки и обучения заводского персонала, с. 81–85.

Обучение операторов высокоскоростной пайке с целью повышения точности выполнения операций при использовании низкотемпературных припоев, с. 86–89.

Yamamoto S. Сварка в мире. Порошковая наплавка легированного чугуна с шаровидным графитом, с. 90.

Miyazawa Y. et al. Микроточечная пайка промышленно чистого титана с чистым никелем, с. 91–96.

Murakami K. Микросоединение в электронике, с. 97–103.

Aota T., Fukumoto H. Восстановление фрезерных станков наплавкой, с. 104–113.

Okuyama H., Nakayama K. Вопросы и ответы. Применение лазеров для микрообработки (окончание). Основные направления лазерной обработки и современное оборудование Q&A, с. 115–124.

Inoue T., Inoue Y. Введение в теорию образования сварочных трещин (окончание). Высокотемпературные трещины, с. 121–124.

Аттестационные вопросы для специалистов по контролю качества сварки, с. 125–132.

WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society, 2004. — Vol. 52, № 5 (яп. яз.)

Hirata Y. Мир на наноровне. Обработка микронагревом с использованием углеродных нанотрубок, с. 57–60.

Shinoda T. Применение сварки трением с перемешиванием для модификации поверхности, с. 62–66.

Karube N. Особенности и перспективы дисковых лазеров, с. 67–72.

Arakane H. Выявление эрозии с помощью бессвинцовых припоев и способы ее устранения, с. 73–77.



Okubo M. Свойства соединений алюминиевых сплавов, выполненных различными способами сварки, с. 80–83.

Hiraga H. Лазерная сварка магниевых сплавов, с. 84–90.

Kouyama K. Микроточечная сварка ТИГ меди и медных сплавов. Соединение без применения припоев в микроэлектронике, с. 92–98.

Tsumura M. Сварочные работы как инструмент повышения производительности, с. 99–104.

Yamamoto S. Сварка в мире. ЭЛС в атмосфере воздуха алюминиевых сплавов в автомобильной промышленности, с. 106.

WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society, 2004. — Vol. 52, № 6 (яп. яз.)

Ushio M., Nomura H. МИС и сварка в Японии, с. 51–55.

Ishibashi H., Miyazaki Y. Раскромленные заготовки, их сварка и применение, с. 58–62.

Okada N. Лазерная сварка электронных деталей, с. 63–68.

Koyama K. Разработка способа пайки алюминия с медью, с. 70–74.

Uenishi K., Kobayashi K. Пайка нержавеющей стали со сплавами с памятью формы, с. 75–79.

Yamamoto S. Сварка в мире. Повышение качества продукции при применении гибридной лазерной сварки, с. 80.

Masuko T. et al. Высокоскоростная сварка ТИГ тонких листов, с. 82–86.

Hayakawa N. Особенности сварочных материалов с низкой температурой превращения и их применение, с. 87–93.

WELDING TECHNOLOGY (Япония), Journal of the Japan Welding Engineering Society, 2004. — Vol. 52, № 7 (яп. яз.)

Omata K. Результаты гармонизации японских промышленных стандартов на способы сварки металлических материалов с серией ISO 15607, с. 53–59.

Hida F. Снижение экологической нагрузки путем отказа от применения припоев и замены низкотемпературной пайки сваркой, с. 62–66.

Sango T. Направление разработки сварочных материалов для сварки строительных конструкций из нержавеющей стали, с. 67–72.

Takahashi K., Marui Y. Применение титана и способов его сварки для изготовления выхлопных систем мотоциклов, с. 73–76.

Меры безопасности в промышленных компаниях, с. 78–82.

Противопожарная безопасность на заводе, с. 83–86.

ZAVARIVANJE (Хорватия), 2004. — Vol. 47, № 3/4 (хорват. яз.)

Rowe M. D., Manning P. E. Сварка сплавов на никелевой основе, с. 77–86.

ZAVARIVANJE (Хорватия), 2004. — Vol. 47, № 5/6 (хорват. яз.)

Krinic N. et al. Процессы сварки в современном судостроении, с. 141–147.

Agacic S. et al. Ускоренные испытания на стойкость к коррозии наплавленного слоя инконеля 625 в камере солевого тумана, с. 153–157.

Asahi E. Экология и охрана труда. Ч. I. Защита от излучения дуги, с. 107–111.

Murakami K. Микросоединение в электронике. Ч. II. Микропайка с использованием лазерных и световых источников нагрева, с. 112–120.

Murase T. Послесварочная очистка изделий из нержавеющей стали наплавкой, с. 121–123.

Hiraoka K. Сварка в узкий зазор. Ч. I. Технологические разработки, направленные на сужение разделки, с. 124–129.

Kamifukumoto K. Экология и охрана труда. Ч. II. Вентиляционные и мусороборочные системы, с. 94–96.

Murakami K. Микросоединение в электронике. Ч. III. Микропайка в производстве бытовой электроники, с. 97–101.

Murase T. Перспективы развития гибридной сварки, с. 102–107.

Статистика развития сварочной промышленности в Японии, с. 108–119.

Sakaida S. Система для кислородно-бензиновой резки, с. 120–124.

Hiraoka K. Сварка в узкий зазор. Ч. II. Слежение за стыком с целью снижения тепловложения, с. 126–130.

Yamamoto Y. Сварка в мире. Способ продольной вертикальной сварки листов для изготовления коксовых барабанов с высокими эксплуатационными характеристиками, с. 92.

Международная сварочная выставка 2004 в Японии, с. 105–125.

Yamada H. Экология и охрана труда. Ч. III. Респираторные средства защиты, с. 126–128.

Koga S., Seta Y. Способы точечной сварки трением и конструкция сварочных систем, с. 139–145.

Iguchi M. Контроль и слежение в процессе сварки. Ч. I. Мониторинг и дуговые сенсоры, с. 146–148.

Hiraoka K. Сварка в узкий зазор. Ч. III. Разработка новых способов сварки в узкую разделку, с. 150–154.



60 лет ИНСТИТУТУ СВАРКИ В ГЛИВИЦАХ

Институт сварки в Гливицах был организован в марте 1945 года. Главной задачей института в этот период являлось обучение газо- и электросварщиков, чрезвычайно необходимых при восстановлении разрушенной после окончания войны Польши.

Начиная с 1951 года институт ведет научно-исследовательскую деятельность в уже более широком диапазоне, выполняет работы, позволяющие расширить области применения сварки в польской промышленности, прежде всего, процессы дуговой сварки и кислородной резки. Одновременно проводятся проектные работы по разработке конструкций механических узлов и электрической части нового сварочного оборудования, в том числе блоков управления, а также разрабатываются рецептуры новых сварочных материалов. Новые концепции воплощались в жизнь в виде создания опытных образцов (оборудование) и лабораторных вариантов (сварочные материалы), затем изготавливались небольшие серии, а в завершение — внедрение новых разработок в промышленность.

Шестидесятые годы — дальнейшее развитие как института, так и опытного производства, расположенного на отдельной территории. В этот период построено ряд зданий, которые в последующем были несколько раз модернизированы, однако их форма и размеры остаются неизменными до настоящего времени.

Семидесятые годы характеризовались возникновением ряда новых способов сварки плавлением и давлением, которыми институт интенсивно занимается. Проводились исследования процессов сварки в среде углекислого газа, а затем в среде газовых смесей, плазменной сварки и резки, электрошлаковой и электрогазовой сварки, сварки трением, механизированной и автоматизированной термической резки и т. д. Одновременно велись очень широкие исследования свариваемости ряда современных конструкционных сталей, изготавливаемых отечественной металлургической промышленностью. В этот период разработано и внедрено в производство большое количество сварочных постов и целых производственных линий для механизированной сварки и резки.

С начала 90-х годов институт начинает функционировать в совершенно новых условиях, т. е. в условиях свободного рынка и конкуренции. Директором института по конкурсу избирается проф. Ян Пилярчик, сын одного из организаторов института — проф. Юзефа Пилярчика. Бюджетное финансирование прекращается. Переход на новые рельсы означал глубокую перестройку института, включающую поиск новых заданий, особенно тех, которые приносили бы прибыль, но не выходили бы за пределы профиля деятельности института. Задачи сварочного производства не ограничиваются в этот период проблемами, связанными с совершенствованием способов и технологий сварки, конструкционных сварочных материалов и сварочного оборудования. Сфера деятельности института расширяется в направлениях обучения и аттестации персонала по сварке, исследований и сертификации свар-

ных конструкций, исследований и сертификации изделий, предназначенных для сварочного производства, а также разработки стандартов, распространения законов и юридических актов, разработки инструкций и руководств. Возникает необходимость в наличии соединительного звена между Польшей и зарубежьем, функции которого взял на себя Институт сварки, всегда имевший широкие и хорошие контакты со специалистами-сварщиками всего мира. Институт способствует продвижению зарубежных новинок на внутренний рынок и внедрению их на промышленных предприятиях. Институт сварки, постоянно являющийся членом МИС в 1977 году, становится действительным членом ЕСФ.

В настоящее время Институт сварки принадлежит к группе ведущих польских научно-исследовательских организаций. Во всех развитых странах мира существуют похожие институты, которые работают на благо промышленности и в различной степени дотируются государством. Институт в Гливицах получает средства на ведение научно-исследовательской деятельности из Министерства науки и информации на конкурсной основе, участвуя в подготовке грандов и других проектов. Чрезвычайно необходимым, привлекательным и современным является то, чем институт занимается сегодня, а именно: соединением материалов и родственными технологиями. Он поддерживает контакты с около 7 тыс. хозяйственными структурами. На них работают около 80 тыс. сварщиков (дополнительно 60 тыс. сварщиков, работающих не на полную ставку) и около 17 тыс. человек, исполняющих высшие или средние технические функции, которые непосредственно или косвенно пользуются услугами института. Около 2200 человек каждый год принимает участие в семинарах и курсах, организуемых институтом, а около 2 тыс. человек в этот же период посещает институт с целью получения консультаций.

Сегодня Институт сварки является современной научно-исследовательской организацией, признанной как в Польше, так и за рубежом, которая предлагает всесторонние услуги в области сварочного производства. Институт имеет сотни отечественных и зарубежных потребителей и партнеров. Признан в качестве Польского центра сварки или более широко в качестве Центра неразъемного соединения материалов, а благодаря участию в 5-й Европейской Общей Программе занял позицию Польского Сварочного Центра Совершенства. На протяжении нескольких лет имел статус Marie Curie Training Site. Принимает участие в различных европейских и отечественных проектах, в том числе финансируемых совместно с Европейской Комиссией.

Основной деятельностью каждой научно-исследовательской единицы являются исследования, без которых она не может не только нормально функционировать, но и вести на протяжении длительного периода каких-либо серьезных работ. Передача научной и технической информации, обучение и передача знаний, экспертные оцен-

ки или консультации, работы по стандартизации и многое другое, если должны находиться на высоком уровне, должны иметь фундамент в виде систематически проводимых фундаментальных и прикладных исследований. В связи с этим институт обращает особое внимание на исследования в области сварки, несмотря на то, что поиск средств на их реализацию в современных условиях не является легким заданием.

Одновременно с фундаментальными и прикладными исследованиями, проводимыми в Институте сварки, осуществляются проверочные и контрольные исследования и испытания в рамках Исследовательской сварочной лаборатории, являющейся интегральной частью института, где выполняются испытания и исследования сварочного оборудования, технологий и материалов.

Институт занялся рядом вопросов, которые ранее не входили в сферу его деятельности, например, обучение сварочного персонала на базе отечественных программ и программ, действующих в странах Европейского Союза, надзор над сварочным обучением в Польше по поручению Министерства народного образования, оценка и аттестация предприятий, изготавливающих сварные конструкции согласно польскому и немецкому стандартам. Институт занимается также сертификацией в трех направлениях: сварочные изделия, персонал по сварке и персонал по неразрушающему контролю, а также управление системой качества в сварочном производстве. Сертификацию проводит Центр сертификации, имеющий аккредитацию Польского Центра Аккредитации и авторизацию ЕСФ и МИС. В соответствии с системой гармонизированного обучения в области ЕСФ, в Институте сварки прошли обучение и получили международные дипломы и серти-

фикаты более 1500 высококлассных специалистов. В настоящее время отсутствие этих дипломов и сертификатов делает практически невозможным заключение контрактов на поставку сварных конструкций и изделий, особенно на рынок зарубежных стран. Признание института на международной арене выразилось в выборе его директора на пост президента ЕСФ в 2002–2004 годах.

Институт поддерживает постоянные контакты с потребителями сварочной продукции, состоящие в передаче сварочной научной и технической информации, а также организации семинаров, конференций и выставок, популяризирующих сварочные знания. Выполняются задания по заказам предприятий-изготовителей сварочной продукции, чаще всего с целью решения текущих производственных проблем, допуска сварочной технологии или определения причин возникновения аварий сварных конструкций в процессе их эксплуатации. Распространяются и внедряются на всех польских промышленных предприятиях стандарты серии EN, причем польские версии PN-EN подготавливаются в институте.

Ведется и постоянно расширяется сотрудничество с малыми и средними предприятиями. В связи с тем, что эти предприятия не имеют в своих штатных расписаниях должности главного сварщика, возникает потребность, а для института в недалеком будущем, шанс играть роль главных сварщиков для многих из этих предприятий и предоставлять им всестороннюю помощь в области сварки.

Насчитывающий 60 лет Институт сварки имеет смелые планы и хорошие перспективы для дальнейшего развития.

У ДК 621.791.009(100)



ХII МЕЖДУНАРОДНАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «БЕНАРДОСОВСКИЕ ЧТЕНИЯ»

С 1 по 3 июня в Иваново (Российская Федерация) проходила традиционная международная научно-техническая конференция «Состояние и перспективы развития электротехнологий» — XII Бенардосовские чтения. Организаторами конференции были Академия технологических наук Российской Федерации и Ивановский государственный энергетический университет (ИГЭУ) имени В. И. Ленина.

Пленарное заседание открыл проректор по научной работе ИГЭУ д-р техн. наук, профессор Ю. Я. Щелькалов. Во вступительном слове он отметил, что проводить конференции в память о выдающемся отечественном изобретателе Николае Николаевиче Бенардосе в 1981 г. предложил академик Б. Е. Патон. Этот же год по решению ЮНЕСКО был объявлен годом изобретения электросварки Бенардосом. Ю. Я. Щелькалов подчеркнул, что на конференцию в 12-й раз собрались специалисты всех нап-

равлений электроэнергетики и электротехнологий, чтобы ознакомиться с результатами последних исследований, поделиться опытом внедрения, достижениями и обсудить проблемы.

На пленарном заседании выступил также заведующий кафедрой электрических сетей и подстанций д-р техн. наук, профессор В. А. Савельев, рассказавший о состоянии и перспективах топливно-энергетического комплекса стран СНГ.

Участники конференции ознакомились также с материалами доклада Б. Е. Патона об итогах, перспективах и проблемах развития электросварки плавлением.

После короткого пленарного заседания участники конференции совершили поездку в пгт Лух, где возложили цветы к памятному знаку Н. Н. Бенардосу и посетили музей изобретателя.



Работа конференции продолжилась в 16 секциях. Секцию «Проблемы сварки и электротехнологии» возглавил д-р техн. наук В. А. Мартынов. На секции было представлено 37 докладов, охватывающих многие проблемы сварочного производства и смежных разделов электротехники. Значительное внимание было уделено вопросам улучшения и создания новых источников питания.

В докладах В. А. Мартынова и других сотрудников ИГЭУ были рассмотрены математические модели сварочных трансформаторов; методика расчета инверторных источников (канд. техн. наук К. В. Куликова); разработка алгоритмов расчета многофазных источников питания (д-р техн. наук ИГЭУ А. Н. Голубева и вед. инженер ООО «Нейрософт» И. В. Логинова). Проблемы усовершенствования источников питания освещены также в докладе канд. техн. наук, доцента А. М. Любомирова (СПбГЭТУ «ЛЭТИ») и вед. инженера Я. М. Любомирова (ООО «Индекс-Ф») из г. Санкт-Петербурга. Достижениям в области дуговой сварки были посвящены доклады специалистов из Москвы, Санкт-Петербурга, Нижнего Новгорода и ряда других городов России.

В рамках работы этой секции серьезное внимание уделялось различным аспектам пайки и наплавки. Высокоэффективным процессам пайки для нужд энергетики был посвящен доклад канд. техн. наук, вед. науч. сотр. А. Н. Корниенко и инженера А. М. Жадкевича (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев). Доклад гл. сварщика ОАО «Мальцовский портландцемент» ОАО «Евроцемент» (г. Москва) посвящен способу восстановления опорных роликов вращающихся печей. Не остался без внимания и такой важный вопрос сварочного производства, как повышение производительности сварочных конструкций.

Проблемы, относящиеся к сварке и смежным технологиям, рассматривались также в секции «Электротехнологические процессы» под председательством д-ра техн. наук, профессора Ю. А. Митькина. В частности, современное состояние технологии микродугового оксидирования представлено в докладе д-ра техн. наук, профессора Ю. С. Борисова и инженера Л. П. Олевской (ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, г. Киев). Технологические аспекты применения сильных электрических полей рас-

смотрены в докладе д-ра техн. наук, профессора Н. Н. Красикова и аспиранта Н. В. Метлина (КГТА, г. Ковров).

В секции «Теплообмен в промышленных установках», работа которой проходила под руководством канд. техн. наук, доцента О. И. Горинова, особый интерес вызвал доклад д-ра техн. наук, профессора Е. Г. Авдюнина и аспиранта Е. С. Нестерчука (ИГЭУ) «Математическое моделирование процесса горения», где описано тепловое взаимодействие газовой струи с окружающей средой, что позволяет оценить тепловые потери, разработать методы по их снижению и мероприятия по утилизации имеющегося теплового потенциала. В работе канд. техн. наук, доцента В. А. Горбунова и инженера С. А. Сеньюшкина (ИГЭУ) представлена математическая модель работы газовой утилизационной турбины ГУБТ-25 на ОА «Северсталь» на основе нейронных сетей, которая позволяет нормировать технически обоснованные значения расходов энергоносителей на выработку электрической энергии, прогнозировать работу турбины в реальных условиях, определять значимые параметры доменного газа на выработку электрической энергии. И. А. Аршиненко (филиал ГОУВПО «МЭИ (ТУ)» в г. Смоленске) свой доклад посвятил моделированию работы сложных технологических систем.

В секциях «Социально-экономические и гуманитарные аспекты НТП» и «Управление качеством образования» были рассмотрены особенности подготовки будущих инженеров и руководителей производства, вопросы психологии обучения, истории техники, проблемы экономики и развития производства.

В секции «Техногенная безопасность в энергетике: человек, техника, окружающая среда» особое внимание участников конференции привлек доклад д-ра мед. наук, профессора В. П. Депутатова и канд. псих. наук, доцента А. П. Гришина (ШГПУ) о безопасности мобильных телефонов.

В целом в конференции приняли участие более 300 специалистов из крупнейших учебных заведений России, Польши и Франции, научно-исследовательских институтов России и Украины и производственных объединений.

А. Н. Корниенко, канд. техн. наук,
Л. П. Олевская, инж.

У ДК 621.791.009(100)

СЕМИНАР-ПРАКТИКУМ НА «УКРЗАЛІЗНИЦІ»

30 августа в Киеве на базе Центра механизации ЮЗЖД состоялся семинар-практикум, организованный Торговым Домом «НИСА» (директор В. В. Бешапочный), представляющим интересы шведского концерна ЭСАБ в Украине. В работе семинара, посвященного ознакомлению специалистов с опытом использования технологий концерна по наплавке и ремонту верхнего строения пути, приняли участие руководители служб ЮЗЖД И. В. Ляховой, М. Н. Стогниенко, К. К. Азаренко, А. И. Бабенко, представители ООО «КАРИЯ-РЕМО» (г. Свердловск, Луганская обл. директор А. В. Косяков), Межотраслевого учебно-аттес-

тационного центра ИЭС им. Е. О. Патона, специализированных журналов «Автоматическая сварка» и «Сварщик», а также представители СМИ.

Участники семинара были ознакомлены с основными направлениями деятельности концерна ЭСАБ и, в частности, более подробно с предлагаемыми ими технологиями восстановления наплавкой железнодорожных крестовин и рельсов, выполнения стыковых соединений железнодорожных рельсов.

Технологические рекомендации предусматривают тщательную зачистку рельсов перед наплавкой, применение



Наплавка рельсовых окончаний порошковой проволокой ОК Tubrodur 15.43

предварительного подогрева восстанавливаемых участков до температуры 350...450 °С (в зависимости от содержания углерода в материале рельсов), собственно наплавку поверхности продольными валиками с поперечными колебаниями электродами ОК 83.27 или самозащитной порошковой проволокой ОК Tubrodur 15.43 (твердость наплавленного слоя около 35 HRC), либо электродами ОК 83.28 или проволокой ОК Tubrodur 15.41 (твердость — около 30 HRC).

Крестовины из марганцовистой аустенитной стали наплавляются без предварительного подогрева с минимальным тепловложением при выполнении продольных валиков с использованием электродов ОК 67.45 или порошковой проволоки 14.71 (восстановление крестовин), либо электродов ОК 86.28 и порошковой проволоки ОК Tubrodur 15.65 (упрочнение крестовин).

При выполнении стыковых соединений рельсов рекомендован их предварительный подогрев до температуры 350...400 °С. Для формирования корня шва используют специальную формирующую подкладку ОК Backing 21.21. Заполнение разделки выполняют электродами ОК 74.81. При выполнении сварки в зоне шеек и головок рельсов используют медные башмаки. Завершающий валик шва на головке выполняют электродами ОК 83.83 с поперечными колебаниями.



Зачистка восстановленного участка рельса

Грубая шлифовка восстановленных наплавкой рельсов и мест их соединения выполняют с помощью механизированного устройства сразу после наплавки (сварки), когда металл еще горячий. Для снижения скорости охлаждения металла наплавки (шва) его укрывают минеральной ватой или асбестом. После охлаждения стыка до температуры 100 °С осуществляют финишное шлифование.

Участникам семинара был показан видеоролик, в котором демонстрировались этапы технологических процессов восстановления рельсов и крестовин. Кроме того, их ознакомили также с положительным заключением «УкрНИИмета» (г. Харьков) об оценке качества рельсов и крестовин стрелочных переводов, восстановленных по технологии концерна ЭСАБ, и их соответствии действующим техническим условиям на ремонт элементов верхнего строения пути.

В заключение участникам семинара практически была продемонстрирована технология подготовки и наплавки рельса электродами и порошковой проволокой с последующей механизированной зачисткой.

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

О. В. РОМАНУ — 80 ЛЕТ



21 сентября 2005 г. исполнилось 80 лет родоначальнику и основателю порошковой металлургии в Беларуси, ученому с мировым именем, академику НАН Беларуси, лауреату Государственной премии БССР и премии Совета Министров СССР, заслуженному деятелю науки и техники, награжденному орденами Трудового Красного Знамени,

Дружбы Народов, медалью Франциска Скорины и другими медалями, доктору технических наук, профессору Олегу Владиславовичу Роману.

Олег Владиславович Роман после окончания Белорусского политехнического института (1948 г.), аспирантуры Ленинградского политехнического института (1951 г.)

вернулся в БПИ на кафедру технологии металлов, которую возглавил с 1955 г. Здесь и были начаты исследования по порошковой металлургии.

В 1960 г. под руководством О. В. Романа была создана Центральная базовая лаборатория порошковой металлургии при БПИ, в которой были начаты работы по порошковой металлургии Беларуси. В 1972 г. при его участии был создан Научно-исследовательский институт порошковой металлургии, в 1976 г. НИИ дополнен СКТБ с ОП, в 1980 г. организовано Белорусское государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии в составе НИИ, двух СКТБ и строящегося в то время Молодечненского завода порошковой металлургии. О. В. Роман — директор НИИПМ, а с 1980 по 1993 гг. — генеральный директор БР НПО ПМ, с 1993 г.



— советник Белорусского республиканского научно-производственного концерна порошковой металлургии.

О. В. Романом выполнены работы по технологии металлов и различных конструкционных материалов, по теории и практике прессования и формования металлических и неметаллических порошков, способам изготовления металлокерамических изделий. Установлено явление, определяющее закономерности течения порошкового материала при его формовке и деформировании, закономерности формирования свойств на технологических операциях порошковой металлургии.

При его непосредственном участии и под его руководством началось развитие и становление работ по импульсным технологиям в области как порошковой металлургии, так и обработки компактных материалов, положено начало теоретическим исследованиям и практическому применению разработанных технологий, источниками энергии в которых являлись бризантные взрывчатые вещества и метательные (пороха). Внесен существенный вклад в теорию высокоэнергетических методов формования порошковых материалов, выявлены возможности прогнозирования и границы применения процессов импульсного прессования, созданы новые схемы прессования и деформирования порошковых композиций.

Результаты систематических исследований импульсных методов нагружения порошковых материалов стали важнейшим вкладом в теорию высокоэнергетических методов нагружения порошковых материалов. Впервые показаны, обоснованы и созданы научные подходы, разработаны технологические процессы и оборудование гидродинамического импульсного прессования порошковых материалов. Благодаря этому созданные в 1970-е годы гидродинамические машины, в которых использовалась энергия сгорания пороха для давления воды в замкнутом объеме, позволили не только заменить обычные гидростаты более простыми и дешевыми машинами, но и значительно повысить их производительность, создать условия для прессования порошков некомпактируемых в обычных гидростатах.

Под руководством и при участии О. В. Романа выполнен цикл работ, приведший к открытию явления сверглубокого проникновения тонких частиц в компактные материалы при определенных схемах и параметрах их метания. Разработанные технологии позволили увеличить стойкость высоконагруженного горнодобывающего инструмента в 3-5 раз.

В 1992 г. на базе разработок НИИПМ по использованию энергии взрыва для обработки порошковых материалов создан НИИ импульсных процессов.

По инициативе О. В. Романа получили активную поддержку начатые в республике разработки по нанесению

защитных покрытий и созданию оборудования для этих целей. Среди разнообразных технологий нанесения защитных покрытий интенсивное развитие получила группа газотермических методов, к которым относят плазменное, газопламенное и детонационное напыление, электродугую металлизацию.

На базе данных разработок НИИПМ создан еще один институт — НИКТИ сварки и покрытий.

Основной идеей целенаправленной научно-практической деятельности О. В. Романа являлся тезис «от научной идеи — до промышленного выпуска продукции».

Созданная О. В. Романом научная школа порошковой металлургии имеет широкое международное признание, характеризуется высоким научным потенциалом. О. В. Роман неоднократно представлял ее за рубежом, выступая с научными докладами на международных научных форумах в крупнейших научных центрах Австрии, Индии, США, Швеции. Международная деятельность О. В. Романа как ученого отмечена Премией Дж. Неру, орденом Дружбы Народов, членством в ряде международных обществ и советов. Он один из создателей Международного центра порошковой металлургии и новых материалов в Индии.

О. В. Романом подготовлено свыше 50 кандидатов, 7 докторов, выпущено 8 монографий, опубликовано более 350 научных работ, получено свыше 60 авторских свидетельств и патентов. По его инициативе и при непосредственном участии в 1976 г. в БПИ создана кафедра порошковой металлургии и технологии металлов, что позволило обеспечить производство порошковой металлургии республики высококвалифицированными специалистами. За большой вклад в развитие отечественной науки академик О. В. Роман — один из первых в Республике Беларусь награжден медалью Франциска Скорины.

О. В. Роман — постоянный член редколлегии журнала «Порошковая металлургия» (г. Киев), республиканского межведомственного сборника научных трудов «Порошковая металлургия» (г. Минск), основанного им в 1977 г.

О. В. Роман был первым Председателем совета Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, созданного в 1991 г. и возглавлял его пять лет.

В последние годы академик О. В. Роман занимается вопросом активизации и расширения сотрудничества с Индией. Благодаря ему подписаны и выполняются более 50 контрактов различных форм продажи научно-технической продукции научных организаций и предприятий Беларуси.

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
Редколлегия журнала «Автоматическая сварка»

ПРЕДЛАГАЮТСЯ ИЗДАНИЯ ИЭС им. Е. О. ПАТОНА НАН УКРАИНЫ

Книги ❖ Монографии ❖ Труды конференций



- Ryabov V.R., Dobrushin L.D., Jung-Gi Moon. Welding of Bimetals. — 2003. — 130 p., format 140×200 mm, 100 грн./720 руб./38\$*.
- Lysak V.I., Kuzmin S.V. Explosive Welding of Metal Layered Composite Materials. — 2003. — 118 p., format 140×200 mm, 100 грн./720 руб./38\$.
- Juttner B., Vasenin Yu.L. Cathodic Processes of the Metal Vapor Arc. — 2003. — 68 p., format 140×200 mm, 100 грн./720 руб./38\$.
- Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В.И. Махненко. — 266 с., формат 200×290 мм, 100 грн./720 руб./38\$.
- Laser Technologies in Welding and Materials Processing: Сб. докл. Междунар. конф., 19–23 мая 2003 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В. С. Коваленко. — 2003. — 256 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн./720 руб./38\$.
- Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Второй Междунар. конф., 13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым / Под ред. проф. В.И. Махненко. — 256 с., формат 200×290 мм, 100 грн./720 руб./38\$.
- Контактная сварка и другие виды сварки давлением: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журнале «Автоматическая сварка» за 2001–2005 гг., по проблемам различных видов сварки давлением. — 2005. — 128 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 75 грн./720 руб./38\$.
- Трубопроводный транспорт: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Автоматическая сварка» и «Техническая диагностика и неразрушающий контроль» за 2001–2005 гг., по проблемам трубопроводного транспорта. — 2005. — 178 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 75 грн./720 руб./38\$.
- КАТАЛОГ. Технологии. Материалы. Оборудование. Содержит информацию о разработанных в последние годы в ИЭС технологиях, материалах и оборудовании для сварки, резки, наплавки, пайки, нанесения защитных покрытий и других родственных процессов, предлагаемых для коммерческой реализации. — 2005. — 260 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн./960 руб./50\$.
- ТИТАН: технологии, оборудование, производство: Сборник. Содержит подборку статей, опубликованных в журналах «Современная электрометаллургия» и «Автоматическая сварка» за 2001–2004 гг., по электрометаллургии и сварке титана и его сплавов. — 2005. — 196 с., мягкий переплет, формат 200×297 мм, 100 грн./960 руб./50\$.
- Письменный А. С. Индукционный нагрев при сварке и родственных технологиях. — 2005. — 140 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 25 грн./240 руб./20\$.
- Гаращук В.П. Вступ до фізики лазерів. — 2005. — 244 с. — формат 140×200 мм, мягкий переплет, 40 грн./360 руб./38\$.
- Сборник докладов Второй международной конференции «Laser Technologies in Welding and Materials Processing» (23–27 мая 2005 г., пос. Кацивели, Крым) / Под ред. проф. В. С. Коваленко. — 2005. — 246 с., формат 200×290 мм (англ. яз.), 100 грн./720 руб./38\$.

Готовятся к печати в 2005 г.

- ✓ Makhnenko V. I., Pochynok V. E. Strength Calculation of Welded Joints with Adjacent Sharp Cavities (англ. яз.). — Kiev: PWI, 2005. — Format 165×235 mm. Hardback (in English).
- ✓ Kononenko V. Ya. Technologies of Underwater Wet Welding and Cutting. — Kiev: PWI, 2005. — Format 140×200 mm. Softback (in English).

По вопросам заказа изданий следует обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка»
Тел./факс: (38044) 271 24 03, 529 26 23, 528 04 86
E-mail: journal@paton.kiev.ua

* Цены указаны с НДС соответственно для Украины, России и дальнего зарубежья с учетом доставки заказной бандеролью.