

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ

Главный редактор
Б. Е. Патон

Ученые ИЭС им. Е. О. Патона
С. И. Кучук-Яценко (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Ю. С. Борисов, Г. М. Григоренко,
А. Т. Зельниченко, В. В. Кныш,
И. В. Кривцун, Ю. Н. Ланкин,
Л. М. Лобанов,
В. Д. Позняков, И. А. Рябцев,
К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины
В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,
В. В. Квасницкий, НТУУ «КПИ», Киев,
В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев,
М. М. Студент, ФМИ, Львов
Зарубежные ученые

Н. П. Алешин
МГТУ им. Н. Э. Баумана, Москва, РФ
Гуань Цяо

Ин-т авиационных технологий, Пекин, Китай
А. С. Зубченко

ОКБ «Гидропресс», Подольск, РФ

М. Зиниград
Ун-т Ариэля, Израиль
В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ
У. Райсген

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия
Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша
Г. А. Турчин

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

Редакторы

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

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

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, Украина, Киев-150,
ул. Казимира Малевича, 11
Тел.: (38044) 200 6302, 200 8277
Факс: (38044) 200 5484, 200 8277
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.patonpublishinghouse.com

Учредители

Национальная академия наук Украины,
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины,
МА «Сварка» (издатель)

Свидетельство о государственной
регистрации KB 4788 от 09.01.2001
ISSN 0005-111X

Журнал входит в перечень утвержденных
Министерством образования и науки
Украины изданий для публикации трудов
соискателей ученых степеней

За содержание рекламных материалов
редакция журнала ответственности не несет

Цена договорная

Издается ежемесячно

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Патон Б. Е., Калеко Д. М., Кедровский С. Н., Коваль Ю. Н.,
Неганов Л. М., Слепченко В. Н. Соединение деталей из сплава
системы Cu–Al с эффектом памяти формы и конструкци-
онных металлов методом дугоконтактной сварки 3
- Ющенко К. А., Великоиваненко Е. А., Червяков Н. О.,
Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И. Моделирование методом
конечных элементов напряженно-деформированного сос-
тояния при испытаниях на свариваемость (PVR-Test) 11
- Ермоленко Д. Ю., Игнатенко А. В., Головки В. В. Прямое
численное моделирование формирования дендритной
структуры металла шва с дисперсными тугоплавкими
инокулянтами 15
- Позняков В. Д., Жданов С. Л., Завдоев А. В., Максимен-
ко А. А., Соломийчук Т. Г. Свариваемость высокопрочной
микролегированной стали S460M 23
- Гусарова И. А., Парко М., Потапов А. М., Фальченко Ю. В.,
Петрушинец Л. В., Мельниченко Т. В., Федорчук В. Е. Оценка
термостойкости трехслойной сотовой панели, полученной
из сплава ЮИПМ-1200 способом диффузионной сварки
в вакууме 31
- Цыбульский Г. А. Математическая модель сварочного кон-
тура при роботизированной дуговой сварке плавящимся
электродом 36

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- Маринский Г. С., Чернец А. В., Ткаченко В. А., Грабовский Д. А.,
Подпратов С. Е., Лопаткина Е. Г., Подпратов С. С., Ткачен-
ко С. В., Гичка С. Г. Стендовые исследования высокочас-
тотной электросварки биологических тканей 41
- Молтасов А. В., Ткач П. Н., Гоголев А. Я., Авдюшкин А. А.,
Мотрунич С. И. Оценка статической прочности сварного
диска рабочего колеса дымососа 46
- Поднебенная С. К., Бурлака В. В., Гулаков С. В. К вопросу
обеспечения электромагнитной совместимости источников
питания машин контактной сварки с электрической сетью 54

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Диссертации на соискание ученой степени 59

ХРОНИКА

- 69-я Ежегодная Ассамблея Международного института
сварки 61
- 58-я Международная сварочная конференция «Технологии
XXI века» и международная сварочная выставка ExpoWELD-
ING-2016 63

EDITORIAL BOARD

Editor-in-Chief

B. E. Paton

Scientists of PWI, Kyiv

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

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

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

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

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

L. M. Lobanov,

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

K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

V. V. Dmitrik, NTU «KHP», Kharkov,

V. V. Kvasnitskii, NTUU «KPI», Kyiv,

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv,

M. M. Student, Karpenko PhMI, Lviv

Foreign Scientists

N. P. Alyoshin

N.E. Bauman MSTU, Moscow, Russia

Guan Qiao

Beijing Aeronautical Institute, China

A. S. Zubchenko

OKB«Gidropress», Podolsk, Russia

M. Zinigrad

Ariel University, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisinger

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Editors

T. V. Yushtina (exec. sec.), N. A. Pritula

Electron galley

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

Address of Editorial Board:

11, Kaž mira Malevicha str., 03680, Kyiv,
Ukraine

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

Fax (38044) 200 54 84, 200 82 77

E-mail: journal@paton.kiev.ua

www.patonpublishinghouse.com

Founders

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

State Registration Certificate

KV 4788 of 09.01.2001

ISSN 0005-111X

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

Published monthly

Journal «Automaticheskaya Svarka»

is published in English under the title

«The Paton Welding Journal»

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

- Paton B. E., Kaleko D. M., Kedrovsky S. N., Koval Yu. N., Neganov L. M., Slepchenko V. N.* Joining of parts of shape memory alloy of Cu-Al system and structural metals by using the contact arc welding method 3
- Yushchenko K. A., Velikoivanenko E. A., Chervyakov N. O., Rozyinka G. F., Pivtorak N. I.* Modeling of stress-strain state by the finite-element method at tests on weldability (PVR-test) 11
- Ermolenko D. Yu., Ignatenko A. V., Golovko V. V.* Direct numerical modeling of dendritic structure formation in weld metal with dispersed refractory inoculants 15
- Poznyakov V. D., Zhdanov S. L., Zavdoveev A. V., Maksimenko A. A., Solomijchuk T. G.* Weldability of high-strength microalloyed steel S460M 23
- Gusarova I. A., Parko M., Potapov A. M., Falchenko Yu. V., Petrushinets L. V., Melnichenko T. V., Fedorchuk V. E.* Evaluation of thermal resistance of three-layer honeycomb panel produced of alloy YuIPM-1200 by the method of vacuum diffusion welding 31
- Tsybulkin G. A.* Mathematical model of welding circuit in robotic arc consumable electrode welding 36

INDUSTRIAL

- Marinsky G. S., Chernets A. V., Tkachenko V. A., Grabovsky D. A., Podpryatov S. E., Lopatkina E. G., Podpryatov S. S., Tkachenko S. V., Gichka S. G.* Bench investigations of high-frequency electric welding of biological tissues 41
- Moltasov A. V., Tkach P. N., Gogolev A. Ya., Avdyushkin A. A., Motrunich S. I.* Evaluation of static strength of welded disc of smoke sucker impeller 46
- Podnebennaya S. K., Burlaka V. V., Gulakov S. V.* On the problem of providing the the magnetic compatibility of power sources of resistance welding machines with electric mains 54

Brief information

- Theses for scientific degree 59

NEWS

- The 69th Annual Assembly of the International Institute of Welding 6
- The 58th International Welding Conference «Technologies of the XXI century» and International Welding Fair EXPOWELDING-2016 63

СОЕДИНЕНИЕ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ Cu–Al С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ И КОНСТРУКЦИОННЫХ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ДУГОКОНТАКТНОЙ СВАРКИ

Б. Е. ПАТОН¹, Д. М. КАЛЕКО¹, С. Н. КЕДРОВСКИЙ², Ю. Н. КОВАЛЬ², Л. М. НЕГАНОВ², В. Н. СЛЕПЧЕНКО²

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины.

03680, г. Київ-142, бульвар Акад. Вернадского, 36. E-mail: metall@imp.kiev.ua

Сплавы с эффектом памяти формы, изменяющие конфигурацию детали при нагревании, а также сохраняющие упругость при деформации до 8...10 %, находят все большее применение в промышленных изделиях и аппаратах в качестве термоактивируемых элементов. Техническое использование сплавов системы Cu–Al вместо хорошо изученного сплава системы Ti–Ni (нитинола) позволяет снизить стоимость изделия и расширить область применения до высоких температур (около 400 °C). Расширение номенклатуры изделий с элементами из сплавов с эффектом памяти формы требует изучения возможности соединения металлов этой системы с конструкционными металлами, в частности, с крепежом типа шпилек. Исходя из имеющегося опыта, были изучены соединения шпилек из низкоуглеродистой стали марки Ст.3 и нержавеющей 12X18H9T, а также латуни Л63 и алюминиевого сплава АМг3 методами дугоконтактной сварки разрядом конденсаторов и импульсом постоянного тока. Получены хорошие результаты при конденсаторной приварке шпилек из перечисленных материалов, кроме АМг3. Последнее объясняется большим несоответствием теплофизических свойств соединяемых металлов. При сварке постоянным током, вследствие увеличения времени сварки, прочные соединения получены лишь со шпильками из стали Ст.3. Показано, что импульсные методы сварки дают возможность сохранения функциональных характеристик деталей из сплавов с эффектом памяти формы. Обнаружена неоднородность структуры металла стыка при сварке разнородных материалов, которая объясняется малой продолжительностью существования расплава (неполным перемешиванием) и гетерогенностью и неодновременностью кристаллизации кластеров соединения. Положительным следствием этого является отсутствие в стыке хрупких интерметаллидов типа FeAl₃ и сохранение пластичности при деформации соединений со стальными шпильками. Библиогр. 5, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: сплавы с эффектом памяти формы, медноалюминиевые сплавы, дугоконтактная сварка, конструкционные материалы, термоупругое мартенситное превращение

Современная техника все более заинтересована в применении материалов с особыми свойствами, позволяющими создавать устройства, самоактивирующиеся при изменении внешних условий. Специфические характеристики таких материалов дают возможность упрощения конструкции и, как следствие, повышение надежности работы исполнительных узлов аппаратов. К таким материалам относятся, среди прочих, сплавы с эффектом памяти формы (СЭПФ).

Эти сплавы вызывают все больший интерес в разных отраслях промышленности, медицины и культуры благодаря возможности практического использования их термоупругой характеристики — способности восстанавливать при нагревании заданную форму после деформации в холодном состоянии. Кроме термоупругости (изменение формы под действием напряжений, возникающих при кристаллографических превращениях), эти сплавы характеризуются еще и широко используемыми свойствами сверхупругости — сохранение упругих характеристик при относительно больших деформациях.

Из большого количества известных сплавов с эффектом памяти формы сегодня наиболее изучены и распространены сплавы на основе двух систем — Ti–Ni и Cu–Al. Каждая из них имеет как достоинства, так и недостатки. Нитинол лучше других удовлетворяет требованиям медицинского применения, а именно, имеет высокую коррозионную стойкость, биоинертность и биосовместимость, а также хорошие механические характеристики (предел текучести превышает 1 ГПа, упругая деформация до 8 %, модуль упругости порядка 70 МПа). В то же время в большинстве примеров немедицинского применения можно использовать более дешевые сплавы на основе меди, технология изготовления и термообработки которых хорошо известна. Кроме относительно низкой стоимости медно-алюминиевые СЭПФ по сравнению с нитинолом имеют более высокий граничный температурный интервал мартенситных превращений, что позволяет их использовать в устройствах, которые работают при высоких температурах, например, в автоматических системах пожаротушения.

ния или термических установках типа печей, котлов или паропроводов.

Промышленное применение любых материалов, в том числе и СЭПФ, требует решения задач их соединения между собой или с другими материалами. Ранее [1, 2] мы показали, что характеристики СЭПФ систем Ni–Ti и Cu–Al при импульсной сварке сохраняются, и, следовательно, такой класс сварочных процессов может применяться для соединения этих сплавов при использовании в термоактивируемых конструкциях.

Следует отметить, что рассмотренные ранее методы сварки и характерные малые размеры образцов позволяли ограничиваться импульсами тока продолжительностью до нескольких миллисекунд. Это было удобным для получения сварных соединений в медицинских изделиях и приборостроении. Однако применение медно-алюминиевого сплава в энергетическом машиностроении требует увеличения свариваемого сечения и, соответственно, продолжительности сварочного нагрева и количества подводимой энергии.

В настоящей работе изучена возможность соединения пластин из СЭПФ системы Cu–Al с крепежом в виде шпилек из конструкционных сплавов разных марок. Сложность задачи определяется не только поведением сплава с ЭПФ в соединении, но и металлургической совместимостью разнородных металлов, включающей сочетания сплавов железа и цветных металлов. Рассмотрены традиционные методы приварки шпилек — сварка разрядом конденсаторов (методами «с контактом» и «с зазором») и дугой постоянного тока [3]. Эксперименты по конденсаторной приварке шпилек проводились на аппарате К-747МВ [4], по дуговой — на аппарате GLV 650 фирмы HBS (Германия).

Конденсаторная приварка шпилек. При выборе режима конденсаторной приварки шпилек переменными параметрами были емкость конденсаторов, напряжение их заряда, высота подъема (при сварке по методу «с зазором») и усилие осадки (таблица). Результаты испытаний соединений на разрыв показали, что не со всеми материалами удалось получить прочные соединения. Это относится, в частности, к приварке шпилек из алюминиевого сплава АМг3. Прочные и стабильные соединения были получены только со шпильками из этого сплава диаметром не больше М3 методом сварки «с контактом». У стандартной шпильки в соответствии с ISO 13918 отношение площади

Режимы сварки различных шпилек с листовым материалом из сплава системы Cu–Al

Материал шпильки	Шпилька с резьбой	Емкость конденсаторов, мФ	Напряжение заряда конденсаторов, В	Усилие осадки, Н	Высота подъема, мм
Сварка по методу «с контактом»					
Сталь Ст.3	М3	96	60	15	-
	М6	96	100	15	-
	М8	96	150	15	-
Сталь 12Х18Н9Т	М3	72	75	15	-
	М6	96	125	10	-
	М8	96	150	10	-
Латунь Л63	М3	48	100	10	-
	М6	60	125	10	-
	М8	96	175	10	-
Сплав АМг3	М3	72	80	15	-
Сварка по методу «с зазором»					
Сталь Ст.3	М3	96	80	-	3
	М8	96	150	-	3
Латунь Л63	М3	36	75	-	2
	М6	72	125	-	2

соединения (площади буртика на привариваемом конце шпильки) к площади сечения шпильки для М3 максимальное¹ (рис. 1). Наличие буртика на шпильке при конденсаторной приварке вызвано необходимостью повысить прочность соединения до уровня прочности основного металла без увеличения энергии для создания усиления вокруг тела шпильки. Снижение сварочного тока обеспечивает возможность конденсаторной приварки шпилек к тонкому листу, сохранения декоративного или функционального покрытия на обратной стороне листа и сварку разнородных металлов.

При определении режима сварки, обеспечивающего получение прочных соединений, соответствие качества сварных образцов условию излома по телу шпильки проверялось экспресс-методом — изгибом шпилек в соответствии со стандартом ISO 14555.

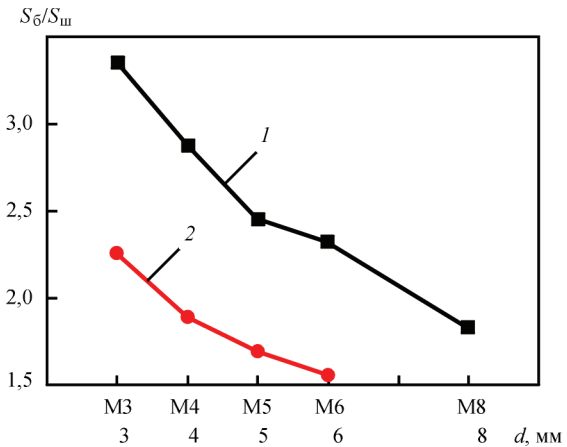


Рис. 1. Стандартное отношение площади торца буртика на шпильке к сечению шпилек с резьбой (1) и гладких шпилек (2)

¹ Скорее всего, это связано с условиями изготовления шпилек холодной высадкой.

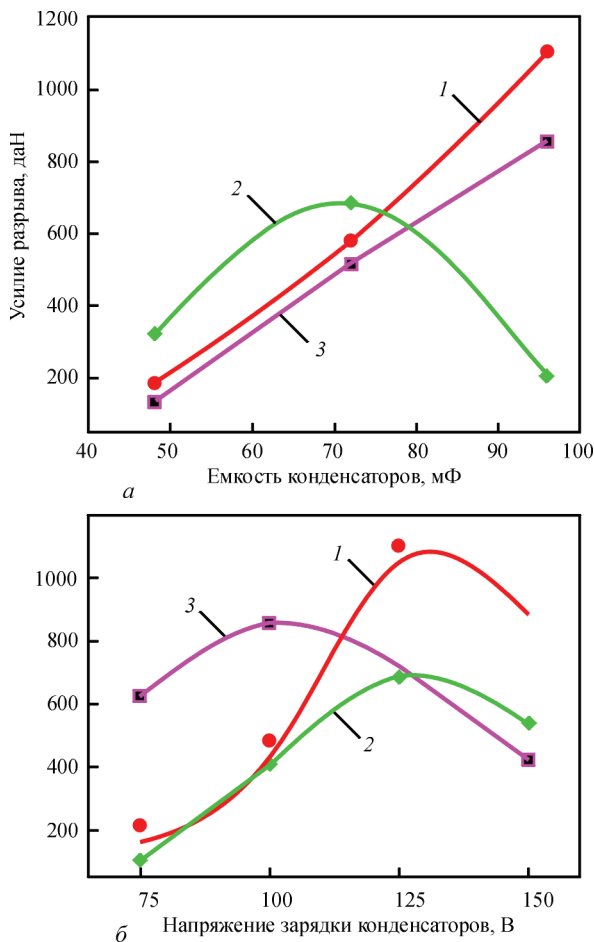


Рис. 2. Зависимость прочности сварных соединений шпилек М6 из различных металлов с пластинами из СЭПФ системы Cu–Al от емкости (а) и напряжения зарядки конденсаторов (б): 1 — сталь 12Х18Н9Т; 2 — латунь Л63; 3 — сталь Ст.3

Зависимость прочности соединений на растяжение от параметров режима сварки исследовалась на шпильках диаметром М6. Результаты этих измерений показаны на рис. 2.

Влияние емкости конденсаторов на прочность соединений при сварке «с контактом» определялось при постоянной величине напряжения заряда конденсаторов, которое отвечает оптимальному значению, приведенному в таблице, а именно,

100 В для стали Ст.3, 125 В — для шпилек из стали 12Х18Н9Т и латуни Л63. Анализ кривых зависимости усилия разрыва от емкости конденсатора (рис. 2, а) показал, что для стальных шпилек при максимальной емкости конденсаторов режим сварки остается еще энергетически неисчерпанным, но достигнутая прочность уже соответствует удельным характеристикам материала. В то же время приварка шпилек из более легкоплавкой латуни с превышением оптимальной величины энергии, накопленной в конденсаторах, приводит к уменьшению прочности образцов. Это вызвано, как показал визуальный анализ, выплавлением значительной части привариваемого буртика. При растяжении разрушение происходит по телу буртика с вырывом шпильки.

Поскольку накопленная в конденсаторах энергия имеет квадратичную зависимость от напряжения заряда, влияние последнего существеннее, чем величины емкости. Это иллюстрирует рис. 2, б. Определение зависимости прочности соединений от напряжения заряда конденсаторов проводилось со шпильками М6 при емкости конденсаторов, определенной как оптимальная (таблица). Кривые и осмотр образцов показали, что при низком заряде конденсаторов накопленной энергии недостаточно для расплавления всей стыкуемой поверхности буртика на торце шпильки. При этом в сварном соединении на периферии буртика сохраняется подрез. При превышении оптимальной величины накопленной энергии в стыке, как показал анализ излома, появляются поры, уменьшающие площадь соединения. Визуальный анализ обнаружил одновременное повышение выплеска жидкого перегретого металла, что также снижает площадь соединения и создает щель между шпилькой и листом.

Одним из определяющих параметров режима конденсаторной приварки шпилек является усилие осадки. При сварке по методу «с контактом», результаты которого обсуждены выше и при ко-

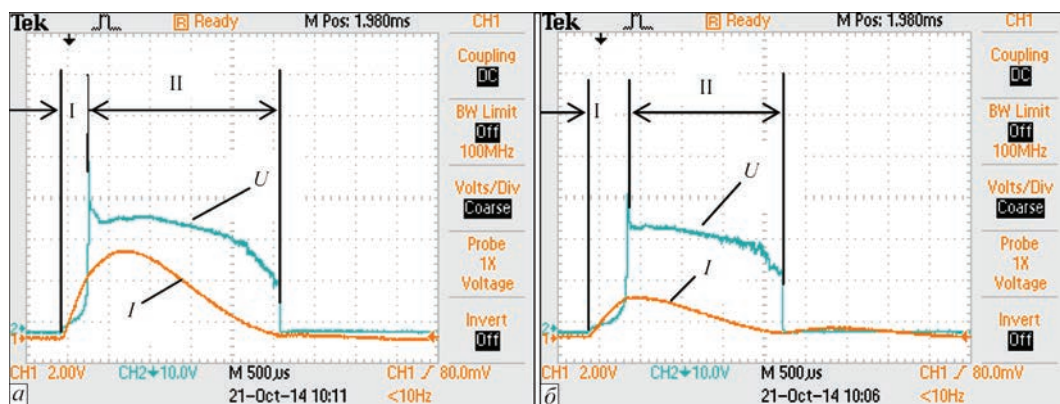


Рис. 3. Осциллограммы тока I и напряжения U между свариваемыми деталями во время приварки шпильки М8 из нержавеющей стали методом «с контактом» и давлением пружины 50 (а) и 60 Н (б) (емкость конденсаторов 96 мФ, напряжение зарядки 150 В)

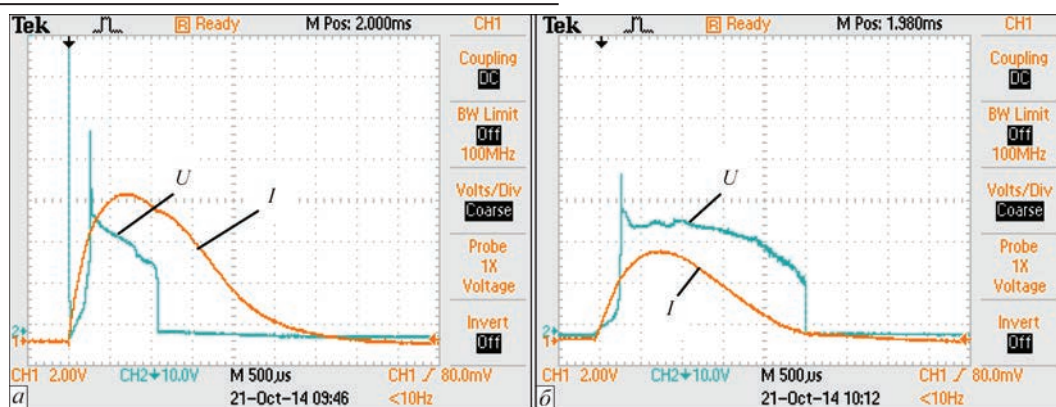


Рис. 4. Осциллограммы сварочного тока I и напряжения на дуге U при конденсаторной приварке шпилек М8 из низкоуглеродистой стали методом «с зазором» (а) и «с контактом» (б) (емкость конденсаторов 96 мФ, напряжение заряда 150 В)

тором осадка производится до возбуждения дуги взрывом тонкого выступа на торце шпильки, усилие определяет время выдержки деталей под разрядным током (рис. 3). Отчетливо наблюдается влияние контактного сопротивления на продолжительность нагрева взрывающегося выступа (участок I) на осциллограмме напряжения. Сравнение осциллограмм показывает, что задержка возбуждения дуги (рис. 4, б) приводит к уменьшению продолжительности дуговой стадии разряда (участок II на кривой напряжения).

На приведенных осциллограммах также наблюдается снижение амплитудного значения тока и напряжения между свариваемыми деталями (электродами дуги) при увеличении давления пружины сварочной головки. Эти изменения вызваны противодействием давления пружины осадки и давления пара взрывающегося выступа. Увеличение давления пара при перегреве выступа продолжительным прохождением тока приводит к возрастанию электрического сопротивления дугового промежутка (сравнимого с сопротивлением разрядного контура), что вызывает снижение тока, а повышенное давление пружины сокращает длину дуги, изменяя ее напряжение.

Следующая серия экспериментов относится к дугоконтактной конденсаторной приварке шпилек методом «с зазором». Этот метод отличается от ранее рассмотренного тем, что разрядный ток включается тогда, когда шпилька, которая в начале процесса сварки была оторвана (в обесточенном состоянии) от листа, под действием пружины сварочного устройства приходит в контакт с листом. В этот момент происходит замыкание контура тока и начинается выгорание неровностей на торце тонкого выступа шпильки.

Основные отличия процессов возбуждения дуги при конденсаторной приварке шпилек и возбуждения дуги взрывающимся выступом демон-

стрируют осциллограммы сварочного тока и напряжения на дуге (рис. 4).

Во-первых, при сварке по методу «с зазором» стадия возбуждения дуги (образования дугового промежутка) короче, чем при сварке по методу «с контактом». Об этом можно судить по задержке возрастания напряжения, сопровождающему «взрыв» выступа. На приведенных осциллограммах эта разница составляет около 20 мкс при начальном зазоре² 3 мм. Следует обратить внимание, что всплеск напряжения в момент возбуждения дуги при сварке «с зазором» больше, чем при сварке «с контактом», поскольку начальный объем плазмы в первом случае меньше, чем во втором, и, к тому же, он сжимается подвижным зажимом со шпилькой. Это приводит к повышению сопротивления в момент возбуждения дуги, которое быстро снижается до характерной величины сопротивления при обычном напряжении дугового разряда.

Во-вторых, продолжительность дуговой стадии разряда при сварке «с зазором» значительно меньше, чем при сварке «с контактом». Это отличие объясняется возбуждением дуги при выгорании микронеровностей в месте контакта в первом варианте и «взрывом» выступа во втором. При испарении выступа давление паров больше, чем при горении дуги между выступом и листом, что приводит, как следует из сказанного выше, к увеличению длины дуги. Это предположение подтверждается более высоким напряжением на дуге на рис. 4, б. Кроме того, на время горения дуги влияет также инерционность подвижной массы сварочного устройства, которая противодействует давлению паров металла. С учетом этого, при сварке с подвижной шпилькой по методу «с зазором» дуговая стадия разряда короче, чем при сварке «с контактом», когда в начале процесса происходит «зависание» подвижной массы и, та-

² Величина первичного зазора влияет на усилие, при котором деформируются неровности на торце. Чем больше зазор, тем больше усилие сжатия, и тем меньше контактное сопротивление, которое вызывает термическое возбуждение дуги при испарении неровностей на поверхности торца.

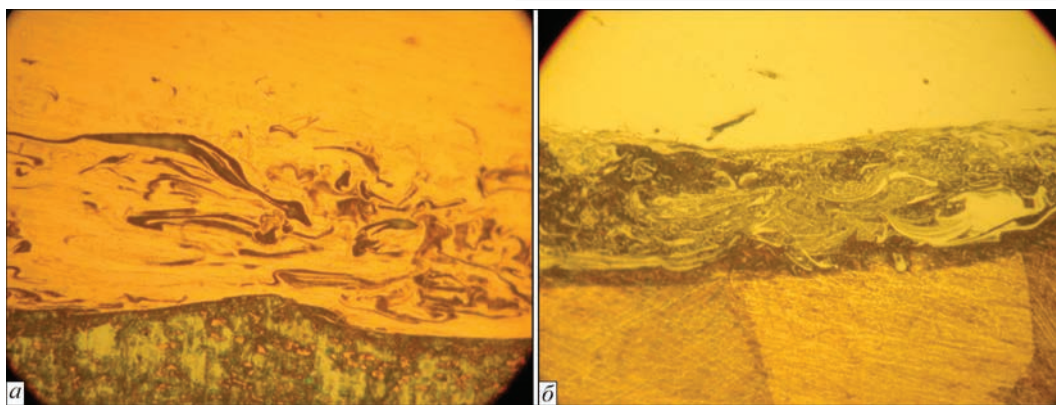


Рис. 5. Микроструктура ($\times 500$) соединений шпилек М6 из низкоуглеродистой (а) и нержавеющей (б) стали

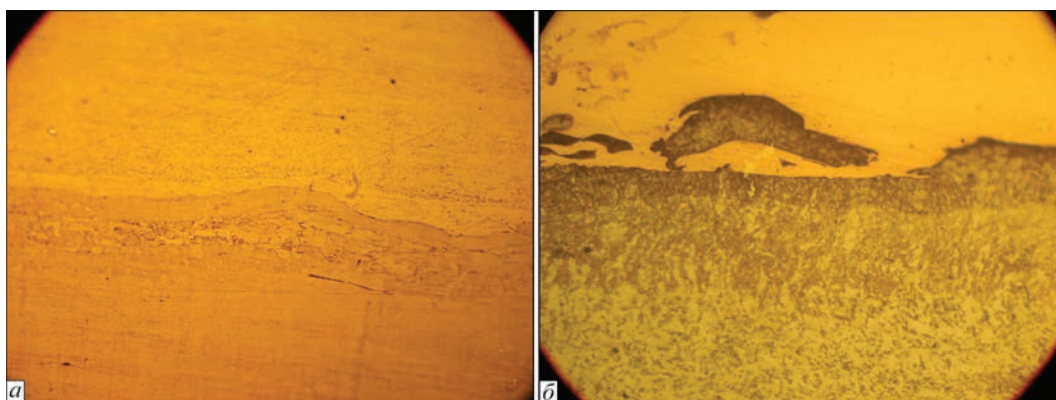


Рис. 6. Микроструктура ($\times 500$) соединений шпилек М6 из латуни Л63 (а) и сплава алюминия АМг3 (б)

ким образом, увеличивается время горения дуги. Укорочение дуги при сварке «с зазором» и соответствующее уменьшение сопротивления разрядного контура приводит к увеличению амплитудного значения тока.

Особенности процессов конденсаторной приварки шпилек разными методами определили ограниченный успех в приварке шпилек к листам из СЭПФ системы Cu–Al методом сварки «с зазором». Как показывает таблица, этим методом удалось приварить только шпильки из низкоуглеродистой стали в диапазоне диаметров М3–М8, что соответствует пределам установки К747МВ, а также из латуни диаметрами М3 и М6. При экспериментах с другими металлами не удалось избежать подрезов и трещин в металле стыка.

Известны трудности соединения сплавов железа с алюминиевыми сплавами, связанные с охрупчиванием металла стыка вследствие образования интерметаллидов Fe–Al разного стехиометрического состава. Однако при испытании наших соединений стальных шпилек со сплавом системы Cu–Al на ударный изгиб по ISO 14555 образцы выдерживали пластичный изгиб на 90° . Не выявлены также интерметаллические включения. По-видимому, таких соединений нет или они рассеяны в матрице в виде дисперсных частиц, не выявляемых металлографическим

анализом, что подтверждается и дюрOMETрическими исследованиями области стыка.

Типичная микроструктура зоны сварки стальных шпилек с листом из СЭПФ системы Cu–Al приведена на рис. 5. Характерным для нее является наличие слоя, в котором расплавленный металл шпильки смешан с металлом листа (зона темного цвета). Поскольку температура плавления СЭПФ ниже (почти на 400°C), чем у материала шпильки, последний кристаллизуется в первую очередь, защемляя металл СЭПФ. Это отражается и в том, что в стыке стали Ст.3, имеющей температуру плавления 1530°C , меньше защемленного сплава, чем в стыке нержавеющей стали, имеющей температуру плавления около 1400°C , ближе к температуре плавления СЭПФ, составляющей около 1000°C .

Менее контрастный вид имеют микроструктуры соединений шпилек из металлов, родственных с составляющими сплава Cu–Al, а именно, из латуни Л63 и алюминиевого сплава АМг3 (рис. 6). Учитывая близость температур плавления, свариваемые между собой металлы кристаллизуются в стыке почти одновременно, и поэтому защемляется лишь незначительная часть легкоплавкой фазы. Это иллюстрирует сравнение микроструктур соединения шпилек из Л63 (рис. 6, а), в которых расплавленный металл обоих элементов соединения закристаллизовался почти одновременно, и из АМг3 (рис. 6, б), сплава более

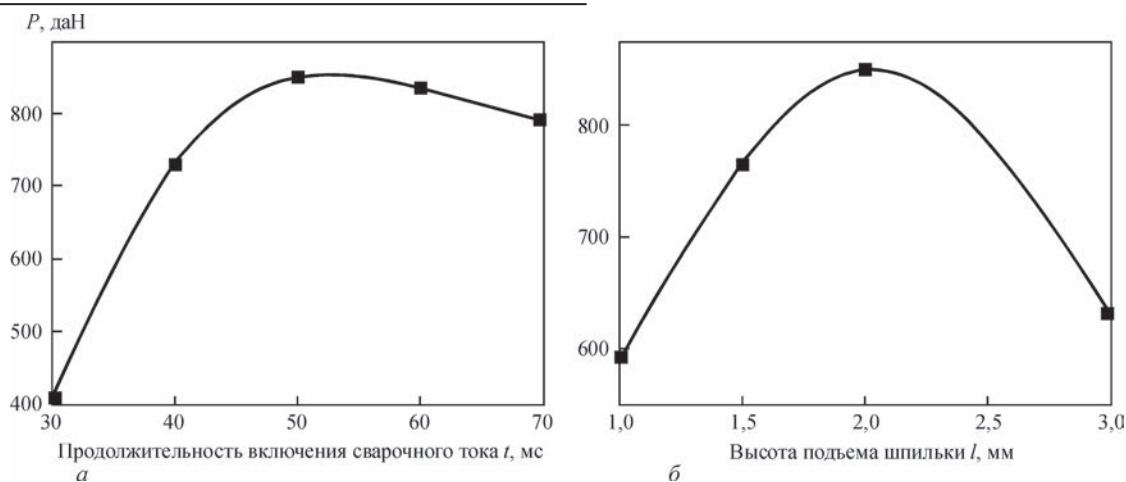


Рис. 7. Влияние параметров режима дугоконтактной приварки стальных шпилек М6 к листу СЭПФ системы Cu–Al толщиной 8 мм на прочность соединений: а — $l = 2$ мм; б — $t = 50$ мс

легкоплавкого, чем сложнoleгированный сплав системы Cu–Al, и поэтому последний сохранился в виде островка в алюминиевом сплаве. На приведенных фотографиях микроструктур видно, что поверхность соединений плотная, без пор или других несплошностей.

Приварка шпилек постоянным током. Значение тока при конденсаторной приварке шпилек составляет несколько килоампер, в то время как при сварке постоянным током тех же сечений шпилек значение тока не превышает 1 кА. Продолжительность процесса дугоконтактной приварки шпилек более чем на порядок превышает время конденсаторной сварки. Вследствие этого, каждый из этих способов дугоконтактной сварки имеет свою область применения.

Благодаря малой длительности процесса, конденсаторная сварка имеет преимущества в возможности присоединения шпилек к тонкому листу с соотношением толщины к диаметру шпильки 1:10 (при сварке постоянным током это соотношение составляет 1:6 для шпилек до М12 или 1:4 для шпилек большего диаметра) и возможность соединения с деталями, имеющими теплочувствительные покрытия, например, из полимера, слоя краски или другого декоративного материала. Но недостатком этого способа сварки, который также связан с кратковременностью процесса, является необходимость точного удержания перпендикулярности оси шпильки и поверхности листа, к которому она приваривается, в пределах до 7° . Это, разумеется, требует повышенной квалификации сварщика и ограничивает производительность операции.

Такого недостатка, в определенной степени, лишен способ дугоконтактной приварки шпилек постоянным током.

Эксперименты проводили с резьбовыми шпильками из низкоуглеродистой стали Ст.3 и нержавеющей 12Х18Н9Т, а также алюминиевого

сплава АМг3 стандартной формы, имеющих буртик, превышающий сечение шпильки на величину, указанную в таблице, который оканчивается конусом с углом при вершине 165° .

Аппарат GLV 650, на котором проводили эксперименты, не позволяет регулировать значение сварочного тока, которое номинально составляет 650 А, и его полярность, которая аппаратно установлена прямой, поэтому регулируемыми параметрами были только продолжительность импульса сварочного тока и высота подъема шпильки. Шпильки из АМг3 приваривали в среде аргона, который подавался в зону сварки с расходом 15 л/мин с предварительным продувом в течение 10 с. Соединения оценивали по прочности на ударный изгиб и растяжение, а также по внешнему виду. Прочные соединения удалось получить только на шпильках из стали Ст.3.

Учитывая возможные области применения соединений с приваренными шпильками, их диаметр был ограничен размерами М6 и М8, поэтому из возможных разновидностей дугоконтактной приварки шпилек постоянным током был выбран способ сварки «коротким циклом», при котором время сварки не превышает 100 мс.



Рис. 8. Образцы приварки стальных шпилек М6 с разной продолжительностью нагрева

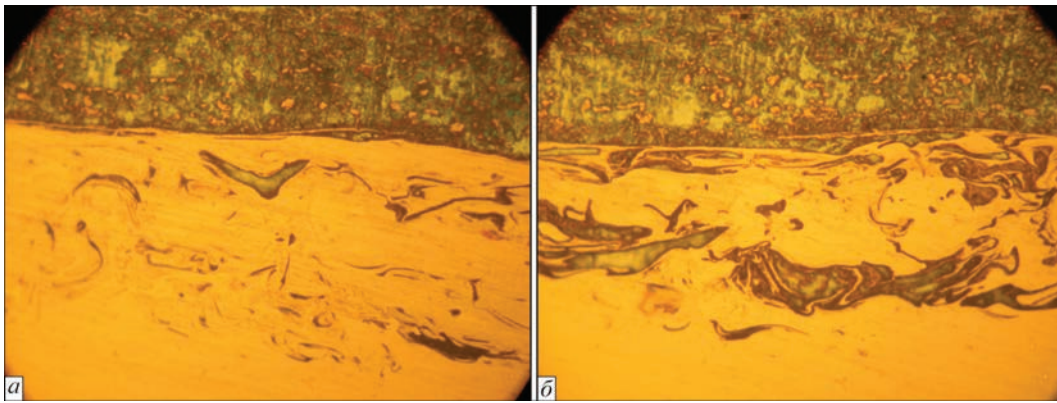


Рис. 9. Микроструктура ($\times 500$) зоны сварки шпильки М6 из низкоуглеродистой стали со сплавом системы Cu–Al (внизу). Продолжительность импульса сварочного тока 50 (а) и 70 (б) мс

Соединения со шпильками М6 из сплава АМгЗ разрушались по месту сварки при изгибе на угол до 10° . Изменение параметров режима сварки в широких пределах не позволило получить прочные соединения.

Анализ места излома дает возможность сделать предположение, что причиной неудачного эксперимента является несоответствие теплофизических характеристик свариваемых материалов. Энергии, достаточной для расплавления поверхности шпильки, оказалось недостаточно для плавления листа на глубину, которая обеспечивает создание прочного соединения. Если же увеличить продолжительность сварочного тока до значения, достаточного для создания на поверхности листа удовлетворительного объема расплавленного металла, то полностью плавится буртик на привариваемой шпильке. Это, разумеется, снижает прочность соединения. Последующие эксперименты со стальными шпильками подтвердили данное предположение.

Влияние параметров режима сварки на прочность сварных соединений было исследовано при сварке стальных шпилек М6 с листом $\delta = 8$ мм. Полученные результаты в виде графиков зависимости прочности соединения от продолжительности импульса сварочного тока и высоты подъема шпильки на стадии возбуждения дуги приведены на рис. 7. Анализ графиков свидетельствует о существовании узкого оптимума параметров сварочного режима, соответствующего прочностным свойствам соединения, сопоставимыми с прочностью материала на отрыв. Отклонение от них снижает прочность соединения из-за недостаточной продолжительности процесса (от зазора между шпилькой и листом в момент начала их сближения и включения сварочного тока пропорционально зависит время горения дуги) или чрезмерного нагрева, приводящего к значительному выплеску металла из зоны приварки (рис. 8), образованию пор и соответствующему снижению площади соединения.

Изучение и анализ результатов испытаний на ударный изгиб в соответствии со стандартом ISO 14555 соединения (рис. 8) и сравнение их с графиками

(рис. 7, а) позволяет сделать вывод, что соединения, выдержавшие это испытание, не всегда равнопрочны с основным металлом.

Исследования металлографической структуры образцов этой композиции выявили неоднородность металла зоны совместной кристаллизации, а именно, присутствие в основной матрице материала, который закристаллизовался отдельно от основной массы (рис. 9). Обобщая с приведенным выше анализом рис. 5 и 6 можно сделать вывод о том, что неодновременность кристаллизации соединяемых материалов типична для импульсной дугоконтактной сварки разнородных металлов. При возрастании времени сварки зона соединения становится более разнородной за счет обогащения стальной составляющей (рис. 9, б).

Изучение изломов соединения стальных шпилек с медноалюминиевым сплавом показало пластический характер разрушения. Это свидетельствует о том, что при импульсном режиме сварки хрупкие интерметаллиды не образуются. Как показал микроструктурный анализ дугоконтактных сварных соединений, зона термического влияния, величину которой определяли по измельчению зерна медно-алюминиевого сплава [5], не превосходит 0,2 мм. Сохранение структуры основной массы СЭПФ, как показали более ранние исследования [2], обеспечивает также и сохранение функциональных характеристик сварного изделия.

Выводы

1. Для присоединения крепежных деталей из стали и цветных металлов к сложнолегированному сплаву системы Cu–Al были испытаны два метода дугоконтактной сварки — разрядом конденсаторов и постоянным током, известные как методы конденсаторной и дуговой приварки шпилек.

2. Изучение прочностных характеристик и металлографической структуры показало, что импульсные методы дугоконтактной сварки позволяют получить прочные соединения крепежных

деталей в разнородном сочетании со сплавом системы Cu–Al, характеризующимся эффектом памяти формы. Благодаря малой продолжительности сварки сплав сохраняет функциональные характеристики. Это позволяет существенно расширить номенклатуру изделий с этим сплавом, отличающимся высокой коррозионной и износостойкостью при относительно низкой стоимости.

3. Из двух разновидностей конденсаторной приварки шпилек для выполнения разнородных соединений предпочтительнее применять метод сварки «с контактом», который благодаря относительно низкому току и большей продолжительности нагрева позволяет приваривать шпильки М3 – М8 из латуни Л63, низкоуглеродистой и нержавеющей сталей. Из-за существенной разности в температурах плавления не удалось получить соединения со шпильками из АМгЗ диаметром более 3 мм.

4. При дугоконтактной сварке постоянным током из-за существенного увеличения времени сварки прочные соединения с СЭПФ системы Cu–Al удалось получить только со шпильками из низкоуглеродистой стали. Шпильки из цветных металлов и нержавеющей стали выплавлялись без сохранения на привариваемом конце стандартного буртика, повышающего прочность соединения до прочности основного металла.

5. Анализ микроструктуры дугоконтактных сварных соединений разнородных металлов продемонстрировал неоднородность зоны сварки. В матрице закристаллизовавшейся фазы сохраняются включения более легкоплавкой составляющей. Соединяемые металлы, вследствие кратковременности процесса и высокой скорости охлаждения, не создают единую структуру. Положительное следствие данного процесса проявилось в пластичности разрушения соединений со стальными шпильками, благодаря отсутствию в стыке хрупких интерметаллидов типа FeAl₃.

1. Свариваемость сплавов системы Ni–Ti с эффектом памяти формы / Б. Е. Патон, Д. М. Калеко, В. П. Шевченко [и др.] // Автоматическая сварка. – 2006. – № 5. – С. 3–10.
2. Сварка сопротивлением сплава системы медь–алюминий с эффектом памяти формы / Б. Е. Патон, Д. М. Калеко, С. Н. Кедровский [и др.] // Автоматическая сварка. – 2015. – № 12. – С. 3–8.
3. Лебедев В. К. Разработка технологии и оборудования для дугоконтактной приварки крепежных деталей к листовым и другим поверхностям изделий / В. К. Лебедев, Д. М. Калеко, Н. А. Четвертко // Сварочное производство. – 1994. – № 4. – С. 14–16.
4. Установка К747МВ для конденсаторной приварки шпилек / Д. М. Калеко, Б. И. Кононец, Н. Н. Оселедько [и др.] // Сварочное производство. – 1991. – № 6. – С. 25–27.
5. Импульсная конденсаторная сварка функциональных сплавов на основе системы Cu–Al и ее влияние на структуру зоны соединения / Д. М. Калеко, С. Н. Кедровский, Ю. Н. Коваль [и др.] // Металлофизика и новейшие технологии. – 2015. – т. 37, № 12. – С. 1663–1680.

Поступила в редакцию 10.10.2016

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



Міжнародна конференція
ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНІ ТЕХНОЛОГІЇ – СЬОГОДЕННЯ І МАЙБУТНЄ

Присвячується 100-річчю
Національної академії наук України

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

Голова:
академік НАН України Л. Лобанов
НАУКОВІ НАПРЯМКИ КОНФЕРЕНЦІЇ

- Технології, матеріали і обладнання для зварювання і споріднених процесів
- Міцність зварних конструкцій, теоретичні та експериментальні дослідження напружено-деформуючих станів та їх регулювання
- Вдосконалення зварних конструкцій, автоматизація їх розрахунку і проектування, оцінка і подовження ресурсу
- Нові конструкційні матеріали

- Неруйнівний контроль і технічна діагностика
- Інженерія поверхні
- Зварювання в медицині – технології, обладнання; наноматеріали і нанотехнології
- Проблеми екології зварювального виробництва
- Спеціальна електрометалургія
- Стандартизація, сертифікація продукції зварювального виробництва, підготовка і атестація спеціалістів

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

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕТОДОМ КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА СВАРИВАЕМОСТЬ (PVR-TEST)

К. А. ЮЩЕНКО, Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО, Н. О. ЧЕРВЯКОВ, Г. Ф. РОЗЫНКА, Н. И. ПИВТОРАК

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Горячие трещины, возникающие в процессе сварки, являются важной проблемой, определяющей свариваемость многих конструкционных материалов. Несмотря на то, что это явление очень широко изучается в течение многих десятилетий, природа возникновения горячих трещин при сварке плавлением все еще остается актуальной проблемой для многих современных сплавов. Для обеспечения более глубокого понимания механизма образования горячих трещин методом конечных элементов выполнено математическое моделирование испытания PVR-Test. Реализация математической модели с использованием экспериментальных данных, полученных в результате такого испытания, позволила получить распределение напряжений и деформаций в зонах образования трещин. Выявлены зоны положительных приращений пластических деформаций в пределах температурного интервала хрупкости, способствующих образованию трещин. Прогнозирование зон повышенной склонности к возникновению горячих трещин в результате снижения пластичности материала хорошо согласуется с экспериментальными исследованиями. Библиогр. 8, табл. 1, рис. 4.

Ключевые слова: горячие трещины, испытания свариваемости, сварка, PVR-Test, никелевые сплавы, метод конечных элементов

Высоколегированные стали и никелевые сплавы являются одними из наиболее востребованных конструкционных материалов, способных выдерживать экстремальные температурные и силовые нагрузки, а также противостоять воздействию агрессивных сред. Они наиболее часто применяются в химическом, нефтяном, энергетическом машиностроении и других отраслях промышленности для изготовления конструкций, работающих в широком диапазоне температур. Подавляющее большинство высоколегированных сталей и никелевых сплавов относятся к структурному классу аустенитных конструкционных материалов, которым свойственна стабильность структуры в широком интервале эксплуатационных температур, высокая жаростойкость, жаропрочность, стойкость к воздействию агрессивных сред.

Большинство стабильно аустенитных материалов проявляют высокую чувствительность к образованию горячих трещин при сварке плавлением. Основные трудности при сварке рассматриваемых материалов обусловлены многокомпонентностью их легирования и разнообразием условий эксплуатации сварных конструкций. Главной и общей особенностью этих материалов является склонность к образованию в шве или околошовной зоне горячих трещин, имеющих межзеренный характер [1]. Склонность к образованию трещин оценивается с помощью современных методов оценки свариваемости Vareststraint-Test и PVR-Test [2–4].

Метод PVR-Test рекомендован Международным институтом сварки для оценки свариваемости конструкционных материалов при выполнении одно- и многопроходной сварки, в первую очередь материалов со стабильно аустенитной структурой, довольно чувствительной к образованию трещин.

В основу принципа работы PVR-Test заложены положения теории технологической прочности, разработанные Н. Н. Прохоровым [5]. Способ оценки трещиностойкости реализуется путем выполнения сварки неплавящимся электродом без присадки вдоль центральной оси пластины с одновременной продольной, изменяющейся во времени деформацией образца.

Критерием чувствительности к образованию трещин выбрана критическая скорость деформации $v_{кр}$, при которой появляются первые трещины. При выполнении сварки возможно одновременное появление трещин как в шве, так и в зоне термического влияния. Причем эти трещины, как правило, появляются при разной величине скорости критической деформации $v_{кр}$. Это позволяет количественно охарактеризовать чувствительность к определенному типу трещин. Более точную информацию о моменте начала образования трещин можно получить, исследуя поверхность шва с применением оптических методов увеличения.

Целью работы было математическое моделирование способа испытания на свариваемость (PVR-Test) для более полного анализа особенностей

локализации напряжений и деформаций, а также определение вероятных зон образования трещин.

Проведенное исследование выполнялось применительно к сплаву системы легирования Ni–Cr–Fe, который широко используется в атомной энергетике.

Основываясь на данных, полученных экспериментально при принудительном деформировании для оценки склонности к образованию трещин [6], создана математическая модель испытания PVR-Test с использованием метода конечных элементов [7]. Это позволило рассчитать поля температур, напряжений и деформаций для различных зон сварного соединения на макроуровне.

Для оценки кинетики напряженно-деформированного состояния образца использовалась расчетная методика [8], основанная на последовательном прослеживании развития упруго-пластических деформаций в точках x, y рассматриваемого образца по мере изменения температуры в процессе движения источника.

Использовалась гипотеза плоского напряженного состояния, согласно которой тензор напряжений σ_{ij} в любой точке x, y в момент времени t представляется в виде

$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} \end{pmatrix}, \quad (\sigma_{yx} = \sigma_{xy}), \quad (1)$$

где компоненты тензора σ_{ij} в каждой точке x, y рассматриваемой области удовлетворяют уравнениям равновесия

$$\frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} = 0. \quad (2)$$

Тензор деформаций ϵ_{ij} имеет аналогичную тензору σ_{ij} структуру, т. е.

$$\epsilon_{ij} = \begin{pmatrix} \epsilon_{xx} & \epsilon_{xy} \\ \epsilon_{yx} & \epsilon_{yy} \end{pmatrix}, \quad (\epsilon_{xy} = \epsilon_{yx}), \quad (3)$$

где компоненты $\epsilon_{xx}, \epsilon_{xy}, \epsilon_{yy}$ связаны с перемещениями U_x и U_y соотношениями

$$\epsilon_{xx} = \frac{\partial U_x}{\partial x}, \quad \epsilon_{yy} = \frac{\partial U_y}{\partial y}, \quad (4)$$

$$\epsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial U_x}{\partial y} + \frac{\partial U_y}{\partial x} \right).$$

В произвольный момент времени t тензор ϵ_i можно представить в виде суммы тензоров [1]

$$\epsilon_{ij} = \epsilon_{ij}^e + \epsilon_{ij}^p + \epsilon_{ij}^c, \quad (5)$$

где ϵ_{ij}^e — тензор упругой деформации, ϵ_{ij}^p — тензор неупругой деформации мгновенной пластичности, ϵ_{ij}^c — тензор неупругой деформации ползучести.

Связь между тензором σ_i и тензором ϵ_{ij}^e определяется законом Гука, т. е. с учетом температурных и микроструктурных изменений 3ϕ в точке x, y в момент времени t по сравнению с $t = 0$ имеют место зависимости

$$\epsilon_{ij}^e = \frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} + \delta_{ij} [K\sigma + \phi(t) - \phi(0)], \quad (6)$$

$$(i, j = x, y),$$

где δ_{ij} — единичный тензор или символ Кронекера, т. е. $\delta_{ij} = 1$ при $i = j$ и $\delta_{ij} = 0$ при $i \neq j$; $\sigma = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})/3$, $G = E/(2(1+\nu))$ — модуль сдвига, E — модуль нормальной упругости, ν — коэффициент Пуассона, $K = (1-2\nu)/E$ — модуль объемного сжатия.

Связь тензора напряжений σ_i с деформациями мгновенной пластичности ϵ_{ij}^p в современных коммерческих пакетах компьютерных программ, также как и в пакете «Weldpredictions», формулируется на основе теории течения, ассоциированной с условием текучести Мизеса, т. е. фиксируется связь между тензором приращений пластических деформаций $\Delta \epsilon_{ij}^p$ и девиатором напряжений $\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma$ в виде

$$\Delta \epsilon_{ij}^p = d\lambda (\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma), \quad (i, j = x, y), \quad (7)$$

где скалярная функция $d\lambda$ определяется условием текучести через поверхность текучести

$$f = \sigma_i^2 - \sigma_{0,2}^2(T), \quad (8)$$

где

$$\sigma_i = \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + \sigma_{xx}^2 + \sigma_{yy}^2 + 6\sigma_{xy}^2}, \quad (9)$$

$\sigma_{0,2}(T)$ — предел текучести материала в точке x, y при температуре $T(t)$.

$d\lambda = 0$, если $f < 0$ либо $f = 0$, но $df < 0$;

$$d\lambda > 0, \text{ если } f = 0 \text{ и } df > 0; \quad (10)$$

состояние $f > 0$ недопустимо.

Также, как прослеживание развития температурного поля $T(x, y, t)$ во времени осуществляется последовательно через конечные приращения времени Δt , прослеживание развития упруго-пластических деформаций осуществляется поэтапно, начиная с момента $t = 0$ через определенные промежутки времени Δt .

За этот шаг прослеживания тензор деформаций получит конечное приращение

$$\Delta \epsilon_{ij} = \Delta \epsilon_{ij}^e + \Delta \epsilon_{ij}^p \quad (11)$$

или с учетом (6), (7)

$$\Delta \epsilon_{ij} = \Psi \left(\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma \right) + \delta_{ij} K \sigma - b_{ij}, \quad (12)$$

где

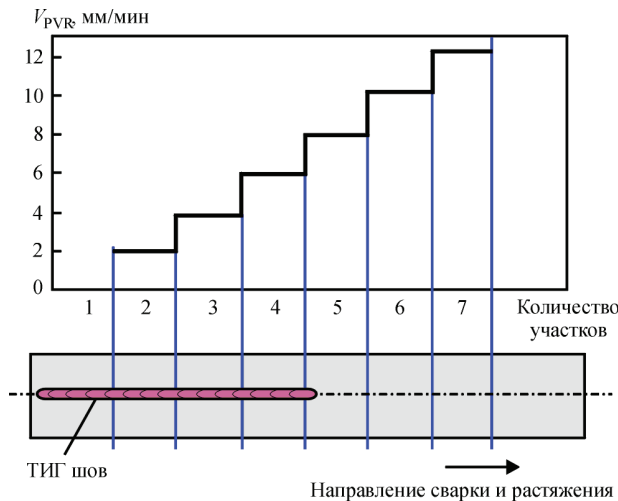


Рис. 1. Образец и схема его нагружения

$$\Psi = \frac{1}{2G} + \Delta\lambda,$$

$$b_{ij} = \left(\frac{\sigma_{ij} - \delta_{ij} \sigma}{2G} \right)_{t-\Delta t} + \delta_{ij} [(K\sigma)_{t-\Delta t} - \Delta\phi]. \quad (3)$$

Функция Ψ отражает состояние материала в точке x, y в момент времени t . Она либо равна $1/2G$ (упругое поведение), либо больше $1/2G$ — упруго-пластическое поведение. Условие текучести (8) позволяет построить итерационный процесс уточнения функции Ψ . Величина b_{ij} известна для этапа прослеживания (момента времени t), если известно решение на этапе $(t - \Delta t)$.

Зависимость (12) на каждой итерации по Ψ , т. е. когда Ψ задано, сводит рассматриваемую задачу к хорошо известной задаче теории термоупругости с дополнительно заданными деформациями b_{ij} . Для решения таких задач достаточно хорошо развиты численные методы, основанные на методе конечных элементов [8]. Такого типа алгоритм используется в пакете программ «Weldpredictions», на основе которого проводились исследования остаточных напряжений в зависимости от

Зависимость механических и теплофизических свойств от температуры для исследуемого материала

$T, ^\circ\text{C}$	$E \cdot 10^{-5}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{т}}, \text{МПа}$	$\alpha \cdot 10^6, 1/^\circ\text{C}$	$\lambda, \text{Дж}/(\text{см} \cdot \text{с} \cdot ^\circ\text{C})$	$c\gamma, \text{Дж}/(\text{см}^3 \cdot ^\circ\text{C})$
20	2,06	350,0	14,1	0,120	0,450
100	2,03	280,0	14,1	0,135	0,470
200	1,95	250,0	14,3	0,154	0,500
300	1,87	240,0	14,5	0,173	0,530
400	1,85	230,0	14,8	0,191	0,550
500	1,77	225,0	15,2	0,210	0,580
600	1,67	215,0	15,7	0,229	0,600
700	1,58	200,0	ϕ	0,248	0,630
800	1,52	190,0	ϕ	0,266	0,660
900	1,45	175,0	17,0	0,285	0,680
1000	1,35	150,0	17,4	0,301	0,710
1100	1,25	125,0	17,8	0,316	0,740
1200	1,00	100,0	18,0	0,330	0,770

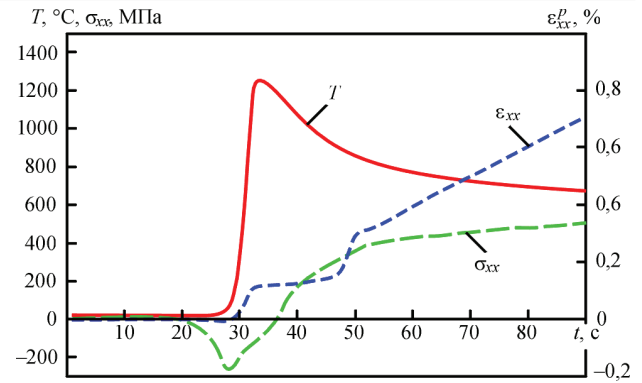


Рис. 2. Кинетика изменения температуры, напряжений и деформаций на участке 2

приложенной нагрузки, а также от тепловложений (или режима сварки).

На рис. 1 представлена модель для макроуровня (образец и схема его нагружения). Образец разбивался на 8 участков, в пределах которых скорость деформирования оставалась постоянной. Для каждого из участков (2...8) на макроуровне рассчитывалась кинетика напряженно-деформированного состояния в шве и зоне термического влияния (ЗТВ) на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления в местах возникновения трещин провала пластичности при реальных условиях испытания.

В модели учтены все тепловые и механические воздействия в процессе реального испытания PVR-Test швов, выполненных проволокой Ni-Cr-Fe, в зависимости от времени. Используются физические свойства материала, зависящие от температуры (табл.), параметры режима сварки ($I_{\text{св}} = 60 \text{ А}$, $U_{\text{д}} = 10,5 \text{ В}$, $v_{\text{св}} = 6,5 \text{ м/ч}$), характер механического нагружения и изменение геометрических размеров образца. Моделировался процесс испытания плоского образца размером $200 \times 40 \times 3 \text{ мм}$. Размер конечного элемента при расчетах составлял $0,5 \times 0,5 \times 0,5 \text{ мм}$. Сравнительная кинетика изменения температуры, напряжений и деформаций в ЗТВ для участка 2 и 4 показана на рис. 2, 3.

На стадии нагрева, при одновременном растяжении образца, в шве и зоне термического влияния

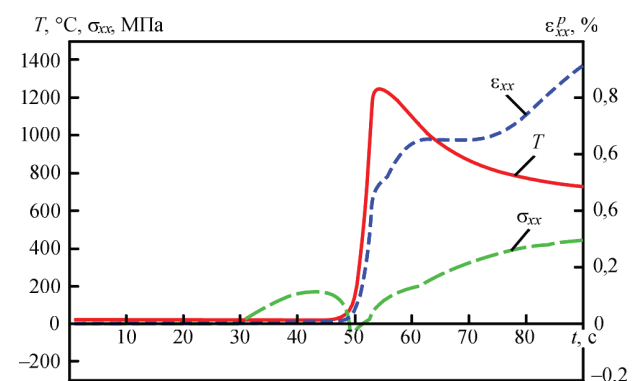


Рис. 3. Кинетика изменения температуры, напряжений и деформаций на участке 4

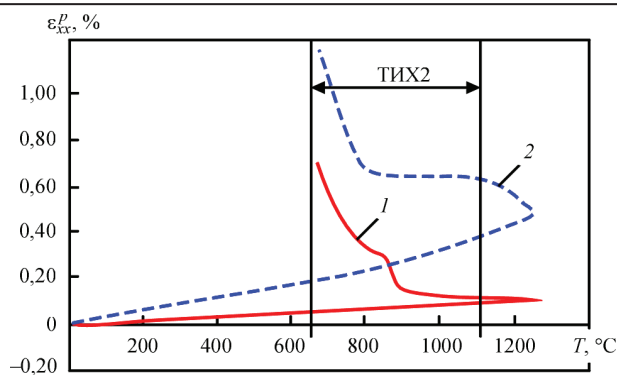


Рис. 4. Кинетика изменения продольных пластических деформаций от температуры на участках 2 (1) и 4 (2)

яния увеличиваются пластические деформации растяжения. При достижении максимума температуры в шве пластические деформации снижаются до нуля и по мере дальнейшего снижения температуры начинают повторно увеличиваться. Несколько отличная картина для ЗТВ. Так как в ЗТВ нет расплавления металла, пластические деформации нарастают непрерывно. При скорости растяжения 2 мм/мин на участке 2 на стадии охлаждения темп пластической деформации составляет 0,00119 %/°C, что значительно ниже темпа пластической деформации (0,00539 %/°C) на участке 4 при скорости растяжения 4 мм/мин. Это определяет более высокую склонность материала к образованию трещин на данном участке. Кинетика изменения продольных пластических деформаций на участках 2 и 4, а также границы температурного интервала хрупкости ТИХ 2 показаны на рис. 4.

Полученные результаты хорошо согласуются с экспериментальными исследованиями трещиностойкости по методу PVR-test, когда образование трещин снижения пластичности в реальных испытаниях происходило при скорости принудительного растяжения более 3 мм/мин.

Выводы

1. С использованием метода конечных элементов выполнено математическое моделирование

испытания свариваемости PVR-Test и получены расчетные данные о распределении температур, напряжений и деформаций для различных зон сварного соединения.

2. Для плоского образца из никелевого сплава системы легирования Ni–Cr–Fe рассчитаны локальные деформации, возникающие при высоких температурах, и получены данные относительно положительных приращений пластических деформаций в пределах температурного интервала хрупкости. Показано, что темп пластической деформации для данных условий моделирования изменяется от 0,00119 до 0,00539 %/°C. Это будет определять более высокую склонность к образованию горячих трещин в ТИХ 2 на данном участке.

3. Результаты численного прогнозирования склонности материала к образованию горячих трещин хорошо согласуются с экспериментальными данными, что позволяет использовать модель для оценки риска возникновения трещин в различных зонах сварного соединения.

1. Boellinghaus T. Cracking phenomena in welds iv / T. Boellinghaus, J. Ippold, C. Cross – Editors, 2016. – Springer. – 512 p.
2. ISO/TR 17641-3:2005. Destructive tests on welds and metallic materials – Hot cracking tests for weldments. – Arc welding processes. – Part 3: Externally loaded tests. – 14 p.
3. Fink C. Evaluation of hot cracking susceptibility of Ni-based alloys by the PVR Test / C. Fink, D. Keil, M. Zinke / Welding in the world. – 2012. – vol. 56, № 7/8. – P. 37–43.
4. Vallant R. The influence of different Nb/C ratio in Ni-base weld metals type 70/20 and 70/15 on the hot cracking susceptibility / R. Vallant, H. Cerjak // 2004, Intern. Inst. of Welding; Doc. II-1535-04, 14 p.
5. Прохоров Н. Н. Проблема прочности металлов при сварке в процессе кристаллизации / Н. Н. Прохоров // Сварочное производство. – 1956. – № 6. – С. 5–11.
6. Yushchenko K. A. Comparative hot cracking evaluation of welded joints of alloy 690 using filler metals FM 52 and 52 MSS / K. A. Yushchenko, V. S. Savchenko, N. O. Chervyakov [et al.]. // Welding in the world. – 2011. – vol. 55, № 9/10. – P. 28–35.
7. Lindgren L.-E. Numerical modeling of welding / L.-E. Lindgren // Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering. – 2006 – № 195 – P. 6710–6736.
8. Махненко В. И. Расчетные методы исследования кинетики сварочных напряжений и деформаций / В. И. Махненко. – К.: Наукова думка, 1976. – 320 с.

Поступила в редакцию 19.10.2016



ЗАКАЖИТЕ ИНФОРМАЦИОННЫЙ БЮЛЛЕТЕНЬ!
Уважаемые коллеги!

Приглашаем Вас подписаться на бесплатное получение электронного информационного бюллетеня журнала «Автоматическая сварка».

Для подписки необходимо выслать по электронной почте письмо с темой «Информационный бюллетень/АС» на адрес редакции журнала: journal@paton.kiev.ua.

ПРЯМОЕ ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ ДЕНДРИТНОЙ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА С ДИСПЕРСНЫМИ ТУГОПЛАВКИМИ ИНОКУЛЯНТАМИ

Д. Ю. ЕРМОЛЕНКО, А. В. ИГНАТЕНКО, В. В. ГОЛОВКО

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

Исследованы преимущества введения в расплав дисперсных тугоплавких инокулянтов с целью управления и оптимизации первичной структуры металла шва высокопрочных низколегированных сталей. Рассмотрены основные предположения и ограничения предложенной в данной работе модели процесса кристаллизации металла шва. Подробно описана модель кристаллизации расплава с учетом влияния введенных дисперсных тугоплавких инокулянтов. Представлена гипотеза о механизме взаимодействия тугоплавкого инокулянта с движущимся фронтом кристаллизации, которая была принята в расчетах. Описано влияние различных легирующих элементов на поверхностную энергию границы раздела фаз. Описаны граничные условия предложенной модели, реализованной в виде авторского программного обеспечения. Приведены результаты вычислительных экспериментов, показывающие возможность управлять параметрами и морфологией первичной структуры металла шва высокопрочной низколегированной стали путем введения в расплав дисперсных тугоплавких инокулянтов (на примере введения TiO_2). Представлено сопоставление экспериментальных и вычислительных результатов измерения параметров первичной структуры. Разработанная математическая модель и программное обеспечение, написанное на ее основе, подходит для прогнозирования размерных параметров и морфологии первичной структуры металла шва с учетом введенных в сварочную ванну тугоплавких инокулянтов. Библиогр. 17, табл. 1, рис. 10.

Ключевые слова: дендритная структура, дисперсные тугоплавкие инокулянты, кристаллизация, высокопрочные низколегированные стали, морфология, математическое моделирование

Постоянно возрастающие требования к надежности металлоконструкций вызывают необходимость освоения новых марок сталей с повышенным уровнем механических свойств. В практике металлургического производства постоянно возрастает объем выпуска высокопрочных низколегированных (ВПНЛ) сталей. Основными тенденциями при оптимизации свойств ВПНЛ сталей являются: уменьшение содержания легирующих элементов; увеличение общего числа микролегирующих элементов; уменьшение содержания примесей и остаточных элементов, способствующих деградации металла; улучшение структурной однородности; повышение уровня механических свойств [1].

Введение в расплав тугоплавких инокулянтов является перспективным способом оптимизации структуры и свойств ВПНЛ сталей за счет управления, в первую очередь, параметрами структуры и, соответственно, механическими свойствами металла шва. Известно, что размер зерен первичной структуры оказывает влияние на характер процессов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Если в дисперсной дендритной структуре зарождение α -фазы начинается на границах зерен в верхней области бейнитного превращения, то для более крупных дендритов характерным является зарождение феррита внутри первичных зерен на границах с неметаллически-

ми включениями при температурах близких к завершению бейнитного превращения [2].

В работе [3] был рассмотрен ряд моделей развития первичной структуры и проведен их критический анализ с точки зрения возможности их использования для моделирования процесса кристаллизации металла с учетом влияния дисперсных тугоплавких инокулянтов. Предлагаемая в данной работе модель основывается на методе конечных элементов, комбинированном с методом клеточных автоматов.

Основные предположения и ограничения модели процесса кристаллизации металла. Рассматриваемая система содержит тугоплавкие инокулянты, распределенные в жидкой фазе и существенно влияющие на процесс кристаллизации.

Процесс кристаллизации металла с учетом влияния тугоплавких инокулянтов можно рассматривать как результат взаимодействия двух конкурирующих процессов: скоростного движения фронта кристаллизации, вызванного локальным неравновесием диффузионных процессов на границе раздела фаз, и влияния инокулянтов на локальное поверхностное натяжение на границе раздела фаз, которое существенно сказывается при формировании первичной структуры металла шва ВПНЛ стали [4].

Для решения этой задачи в настоящей работе за основу взята модель локально неравновесного затвердевания [5], которая была дополнена моделью взаимодействия фронта кристаллизации с тугоплавкими инокулянтами. Принятая за основу модель применима как для малых, так и для высоких скоростей роста кристаллической фазы. Теоретическое обоснование этой модели выполнено в работе [6].

В двумерном пространстве уравнения модели [5] описывают: баланс масс (1), эволюцию границы раздела твердой и жидкой фаз и диффузионный поток примеси (2, 3), прирост твердой фазы (4) и соотношение концентрации примеси в жидкой и твердой фазах (5).

$$\frac{\partial}{\partial t}[(1-G)C_L + kGC_L] + \frac{\partial J_x}{\partial x} + \frac{\partial J_y}{\partial y} = 0, \quad (1)$$

$$\frac{\partial J_x}{\partial t} + J_x + \frac{1-G}{q} \frac{\partial C_L}{\partial x} = 0, \quad (2)$$

$$\frac{\partial J_y}{\partial t} + J_y + \frac{1-G}{q} \frac{\partial C_L}{\partial y} = 0, \quad (3)$$

$$\frac{\partial G}{\partial t} = \frac{w}{v} V, \quad (4)$$

$$C_S = kC_L. \quad (5)$$

где J_x и J_y — проекции вектора \mathbf{J} диффузионного потока на оси координат; C_L и C_S — концентрация в жидкой и твердой фазах соответственно; G — доля твердой фазы в ячейке $[0..1]$; t — время; w — площадь границы раздела фаз в кристаллизующейся системе; v — объем двухфазной области; V — скорость движения межфазной границы (раздела границы твердой и жидкой фаз) вдоль вектора нормали, направленного в сторону жидкой фазы; k — коэффициент неравновесного распределения примеси.

Как известно, при малой скорости затвердевания и малом переохлаждении макроскопически гладкая граница раздела фаз возмущается, становясь морфологически нестабильной по сценарию авторов работы [7]. Это классический пример развития структур ячеисто-дендритного типа, которое управляется диффузионным массопереносом в локально равновесных условиях. Увеличение переохлаждения может привести к отклонению от локального термодинамического равновесия в системе и к инициированию быстрого затвердевания [8].

Основные допущения используемой модели:

1. Рассматривается изотермическая двухфазная система при постоянном давлении.

2. Система состоит из химически инертного бинарного сплава, затвердевающего из переохлажденной жидкости.

3. Затвердевание из жидкой фазы может быть настолько быстрым, что скорость V движения границы раздела фаз сопоставима по величине со скоростью V_D диффузии примеси.

4. Конвекцией в жидкой фазе и диффузией в твердой кристаллической фазе пренебрегаем.

5. В объеме жидкой фазы существуют тугоплавкие инокулянты.

6. Принято, что тугоплавкие инокулянты распределены равномерно в объеме сварочной ванны с некоторой вероятностью φ ($0 \leq \varphi \leq 1$).

7. Тугоплавкие инокулянты являются неподвижными в процессе кристаллизации. Все инокулянты имеют одинаковый размер, сопоставимый с размером ячейки вычислительной сетки ($\approx 0,4$ мкм).

При этих предположениях процесс развития дендритной структуры управляется массопереносом и кинетикой движения фазовой границы. В частности, из допущения 4 следует, что необходимо принять во внимание конечность скорости диффузионного переноса примеси и отклонение от локального равновесия на фазовой границе [9]. Таким образом, модель, описывающая систему, рассматривает локально-неравновесную диффузию примеси и кинетику движения границы раздела фаз.

Модель процесса кристаллизации металла.

В начале расчета инициализируется расчетная область (зона кристаллизации), которая состоит из твердой фазы определенной морфологии (это могут быть отдельные сиботаксисы, случайно распределенные в жидкой фазе, единичный зародыш твердой фазы, плоский фронт с неоднородностями или без них, или их комбинации) и жидкой фазы с определенной начальной концентрацией примеси. Степень затвердевания ячейки определяется долей твердой фазы в ячейке G . Каждая ячейка системы может быть либо жидкой ($G = 0$), либо полностью затвердевшей ($G = 1$), или принадлежать фронту кристаллизации ($0 < G < 1$), т. е. затвердевать в данный момент времени (рис. 1).

Для определения приращения доли G твердой фазы необходимо рассчитать скорость V межфазной границы. Это следует сделать с помощью нелинейного кинетического уравнения «скорость–переохлаждение»

$$V = \beta(\Delta T - \Delta T_C(V) - \Delta T_N(V) - \Delta T_I), \quad (6)$$

где ΔT — полное начальное переохлаждение в системе; ΔT_C — концентрационное переохлаждение, обусловленное диффузией примеси; ΔT_N — переохлаждение, обусловленное изменением наклона кинетического ликвидуса и определяемое разностью между равновесной линией ликвидус $T_A + m_e C_0$ и кинетическим ликвидусом $T_A + m C_0$; ΔT_I — переохлаждение, обусловленное кривизной поверхности раздела фаз (эффект Гиббса-Томпсона).

Вклады переохладений определены в уравнениях:

$$\Delta T = T_A + m_e C_0 - T_0, \quad (7)$$

$$\Delta T_C = m(V)(C_0 - C_L), \quad (8)$$

$$\Delta T_N = (m_e - m(V))C_0, \quad (9)$$

$$\Delta T_\Gamma = -\Gamma(1 - 15\cos(4(\theta_1 - \theta_0)))K. \quad (10)$$

В уравнениях (6–10): β — кинетический коэффициент роста кристаллов; T_A — температура затвердевания основного компонента системы; T_0 — температура в изотермической системе; m_e — тангенс угла наклона равновесной линии ликвидус; C_0 — начальная концентрация примеси в расплаве; $m(V)$ — наклон кинетического ликвидуса; Γ — постоянная капиллярности; K — кривизна поверхности раздела фаз; θ_1 — угол ориентации вектора-нормали к поверхности раздела фаз; θ_0 — угол ориентации главного кристаллографического направления [10].

Константа капиллярности Γ определяется как

$$\Gamma = \frac{\gamma}{\Delta S}, \quad \Delta S = \frac{Q_L}{T_A},$$

где γ — поверхностное натяжение; ΔS — изменение энтропии при кристаллизации; Q_L — скрытая теплота кристаллизации.

В процессе кристаллизации металла в сварочной ванне всегда присутствует некоторый стохастический процесс на границе раздела фаз, обусловленный вероятностными процессами. Для получения результатов, сопоставимых с экспериментальными данными, введем кинетический коэффициент роста кристалла в виде [11]

$$\beta = 1 + \delta\eta(t, x, y), \quad (11)$$

где $\delta \geq 0$ — амплитуда стохастического шума; $\eta(t, x, y)$ — вероятностная функция, принимающая значения в интервале $[-1 \dots 1]$ для различных точек в (t, x, y) -пространстве.

Серьезное влияние на результаты расчетов роста дендритов оказывает искусственная анизотропия, созданная геометрией расчетной сетки [12]. Для того, чтобы уменьшить это влияние, при расчете кривизны поверхности учитывается влияние не только ближайших клеток, но и более дальних соседей. В данной работе учитывалось влияние клеток, находящихся в радиусе трех ячеек (рис. 2) с некоторым весовым коэффициентом. Весовой коэффициент зависит от площади клетки, которая попала в окружность радиуса $3,5h$ (h — размер одной клетки в расчетной сетке), центр которой находится в центре рассматриваемой клетки. Таким образом, при расчете кривизны поверхности в каждой отдельно взятой ячейке учитывается влияние 44 соседних точек. Матрица весовых коэффициентов M рассчитывается один раз и является постоянной для всех ячеек системы. Числа,

показанные на рисунке, это и есть значения весовых коэффициентов клеток-соседей.

Для формализации расчета кривизны поверхности введем вектор кристаллизации \vec{F}_S [10]. Значение этого вектора соответствует сумме твердой фазы в окружности радиуса $3,5h$ вокруг ячейки с учетом матрицы M весовых коэффициентов, определенной выше.

$$|\vec{F}_S| = \sum_{i,j=-3}^3 G_{i,j} M_{i,j}. \quad (12)$$

Направление вектора \vec{F}_S соответствует линии, соединяющей центр масс всей твердой фазы и центр рассматриваемой ячейке. Координаты центра масс относительно рассматриваемой клетки в декартовой системе координат легко рассчитать по формулам:

$$\Delta x = \sum_{i,j=-3}^3 i G_{i,j} M_{i,j}, \quad \Delta y = \sum_{i,j=-3}^3 j G_{i,j} M_{i,j}. \quad (13)$$

Вектор нормали границы раздела фаз можно определить по формуле

$$\vec{n} = \frac{\vec{F}_S}{|\vec{F}_S|}. \quad (14)$$

Таким образом, угол ориентации вектора-нормали к поверхности раздела фаз θ_1 в формуле (10) рассчитывается по формуле

$$\theta_1 = \arctan\left(\frac{\Delta x}{\Delta y}\right). \quad (15)$$

Кривизна поверхности в рассматриваемой ячейке, содержащей некоторую долю твердой фазы G , рассчитывается исходя из полуэмпирической зависимости:

$$K = \frac{A + BG - |\vec{F}_S|}{S} \cdot \frac{2}{h}, \quad (16)$$

где

$$S = \sum_{i,j=-3}^3 M_{i,j} = 38,484,$$

$$A = \sum_{i=-3}^{-1} \sum_{j=-3}^3 M_{i,j} = 15,754,$$

$$B = \sum_{j=-3}^3 M_{0,j} = 6,976,$$

где S, A, B — это константы, определенные из матрицы весовых коэффициентов; h — размер ячейки в расчетной сетке.

Геометрически эти константы определяются, как разные части круга радиусом $3,5h$ (рис. 3); S — площадь всего круга ($S = 2A + B = 3,5^2\pi$); A — площадь сектора «*cde*», а B — площадь домена «*abcd*». Легко увидеть, что уравнение (16) прини-

мает нулевое значение коэффициента кривизны поверхности K , независимо от доли твердой фазы G в рассматриваемой ячейке при плоском фронте кристаллизации. Когда модуль вектора \vec{F}_S меньше суммы $A + BG$, то поверхность выпуклая, в противном случае поверхность вогнута, что видно на рис. 3.

Формула (16) является модификацией метода определения кривизны поверхности, предложенного в работе [13]. Данный метод накладывает ограничения на размер ячеек и радиус матрицы весовых коэффициентов, которые должны быть достаточно малы в сравнении с характерными масштабами моделируемой структуры.

Для расчета доли примеси, которая вытесняется новообразованной твердой фазой в расплав, определяем коэффициент неравновесного распределения примеси, который зависит от локальной скорости кристаллизации и вычисляется по уравнению

$$k(V) = \begin{cases} \frac{(1-V^2)k_e + Vr}{1-V^2 + Vr}, & V < 1, r = \frac{V_D}{V_{DI}}, \\ 1, & V \geq 1, \end{cases} \quad (17)$$

где k_e — равновесный коэффициент распределения; V_D — скорость диффузии примеси в объеме жидкой фазы; V_{DI} — скорость диффузии примеси на границе раздела фаз.

Наклон $m(V)$ кинетического ликвидуса для расчета переохлаждения ΔT_N и ΔT_C определяется коэффициентом неравновесного распределения $k(V)$ (17) и скоростью V

$$m(V) = \frac{m_e(1 - k + \ln(\frac{k}{k_e}) + (1 - k)^2 V)}{1 - k_e}. \quad (18)$$

Обновление поля концентраций происходит для каждой ячейки расчетной области исходя из баланса масс и диффузионного потока примеси. Концентрация примеси C_S в полностью твердых ячейках ($G = 1$) остается неизменной.

В процессе локально неравновесного переноса примеси в объеме жидкой фазы возникает скачок концентраций на фронте диффузионной волны « DF » (передний край диффузионного профиля, который движется со скоростью V_D) [5]. Подробный анализ этого эффекта можно найти в работе [11]. Граничные условия на фронте диффузионной волны задаются как граничные условия первого рода и выглядят следующим образом

$$J_{DF}^- = \exp\left(-\left(\frac{\xi}{4}\tau\right)^{1/2}\right)(C_F - C_0)\mathbf{n},$$

где J_{DF}^- — исходящий поток примеси; $C_F - C_0$ — концентрационный скачок на диффузионном фронте; \mathbf{n} — вектор нормали диффузионного фронта;

ξ — параметр устойчивости вычислительной схемы; τ — шаг во времени.

Влияние тугоплавких инокулянтов на процесс кристаллизации. На основе анализа ряда экспериментальных данных [2, 4] для расчетов была принята гипотеза, предполагающая, что инокулянт поглощается фронтом кристаллизации, а в момент контакта изменяет поверхностное натяжение в зоне контакта.

Для учета влияния тугоплавких инокулянтов на движение фронта кристаллизации необходимо вычислить величину межфазного натяжения между инокулянт и расплавом (σ_{12}), используя табличные данные [14].

$$\sigma_{12} = \sigma_1 + \sigma_2 - W_a,$$

где σ_{12} — величина межфазного натяжения между тугоплавким инокулянт и расплавом; σ_1 — поверхностное натяжение инокулянта; σ_2 — поверхностное натяжение сплава; W_a — работа адгезии.

Поверхностное натяжение расплава рассчитываем, исходя из методики предложенной С. Попелем [15]:

$$\sigma_2 = \sigma_{Fe} - 2000 \lg \sum F_i x_i,$$

где σ_{Fe} — поверхностное натяжение чистого железа; F_i — параметр, характеризующий капиллярную активность легирующей добавки; x_i — атомная доля i -того компонента сплава.

Граничные условия не задаются в привычном понимании (рис. 4). Снизу расчетной области изначально находятся полностью твердые ячейки, расчет в которых не проводится. Справа и слева расчетная область замыкается в «цилиндр» путем создания областей виртуальных данных, в которые копируются данные из наиболее близких к границе расчетной области ячеек. Это сделано для эмуляции положения расчетной области в сварочной ванне, где на развитие первичной структуры в ней также возможно влияние роста дендритов в прилегающих объемах металла. Сверху расчетная область ограничена слоем ячеек, расчет в которых не производится. Это создает слой не препятствующий распространению диффузионной волны, что физически соответствует большим размерам сварочной ванны.

На основе описанной выше модели разработана программа для отслеживания движения поверхности раздела фаз при кристаллизации металла шва ВПНЛ сталей во времени в зависимости от начальных условий (начальная скорость кристаллизации, начальная морфология твердой фазы, угол наклона вектора наиболее интенсивного отвода тепла к поверхности кристаллизации) и физических параметров сплава (температура кристаллизации основного компонента сплава, кинетический коэффициент роста, тангенс угла



Рис. 1. Значение доли твердой фазы G для жидкости, твердой фазы и фронта кристаллизации

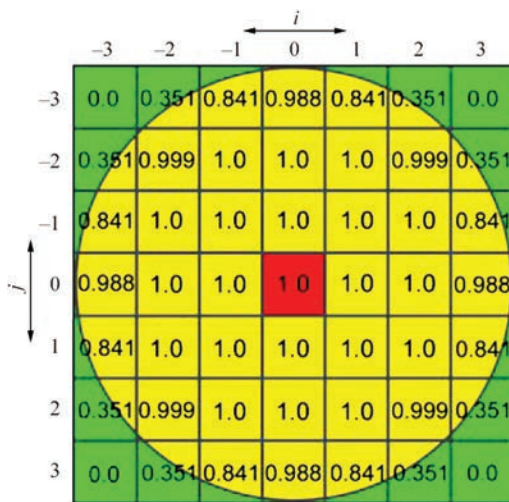


Рис. 2. Матрица весовых коэффициентов для определения кривизны поверхности [10]

наклона равновесной линии ликвидус, равновесный коэффициент распределения примеси, коэффициент диффузии примеси, скрытая теплота кристаллизации, скорости диффузии примеси в объеме и на поверхности раздела фаз, амплитуда стохастического шума).

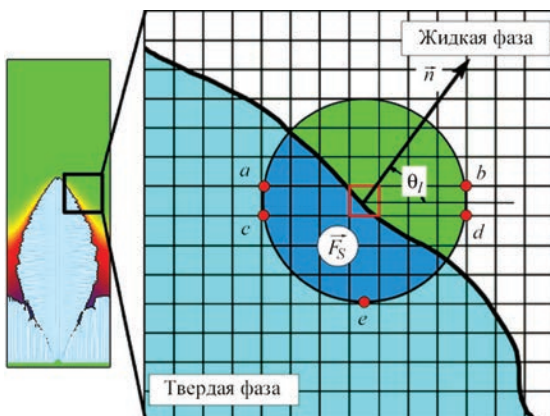


Рис. 3. Определение вектора кристаллизации и расчет кривизны поверхности [16]

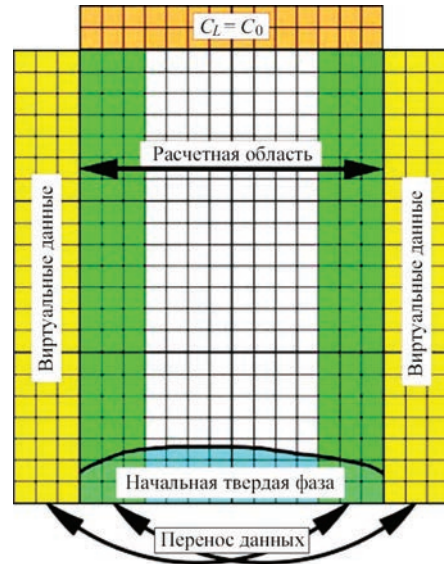


Рис. 4. Правила на границах расчетной области [10]

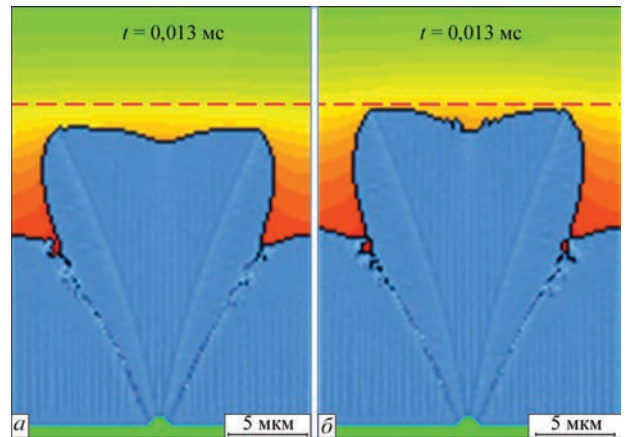


Рис. 5. Результаты расчетов начала кристаллизации: а — без учета влияния легирующих элементов; б — с учетом влияния легирующих элементов

На основе разработанного программного обеспечения был проведен ряд вычислительных экспериментов, результаты которых приведены ниже.

Оценка влияния химического состава расплава на процесс кристаллизации. Для проведения вычислительных экспериментов за основу был взят химический состав металла шва ВПНЛ стали (мас. %): 0,049 C; 0,298 Si; 1,39 Mn; 0,023 S; 0,015 P; 0,15 Cr; 2,26 Ni; 0,25 Mo; 0,039 Al; 0,008 Ti. Начальная скорость кристаллизации была принята $0,27V_D$. Физические параметры сплава приведены в таблице. На рис. 5 видно разницу в размерах и морфологии дендритов, развивавшихся одинаковый промежуток времени, без учета влияния легирующих элементов на поверхностное натяжение сплава (рис. 5, а) и с учетом влияния легирующих элементов (рис. 5, б).

Результаты вычислительных экспериментов влияния введенных тугоплавких иноксулянтов на дендритную структуру металла. При расчетах в качестве вводимого иноксулянта был

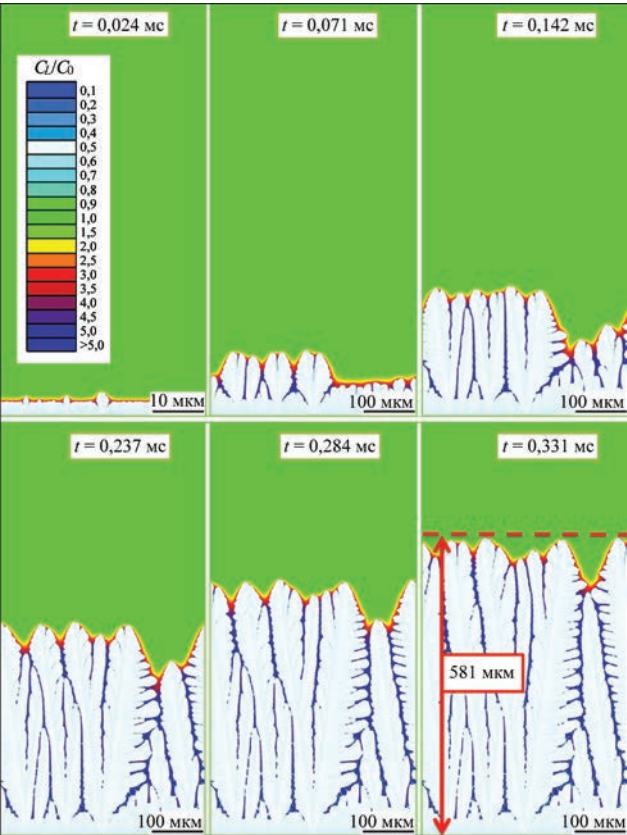


Рис. 6. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0$)

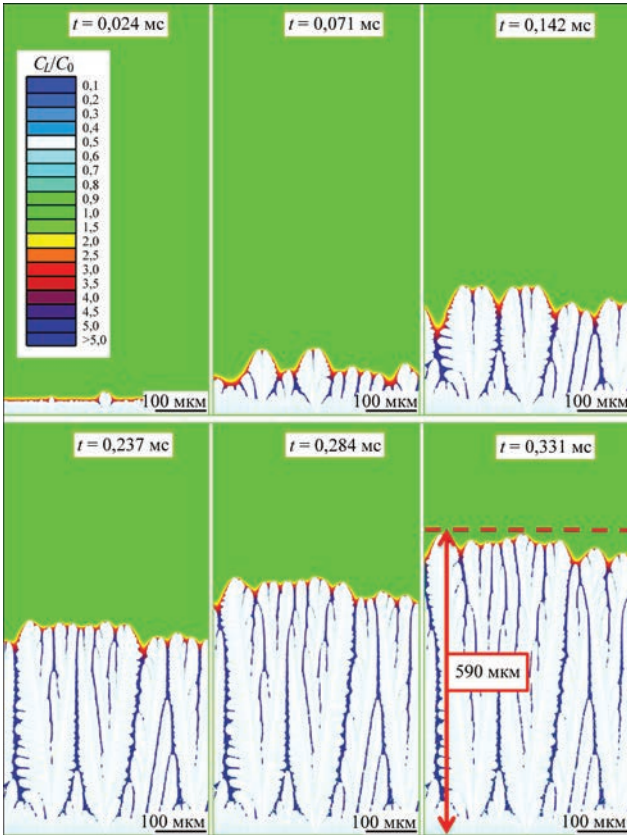


Рис. 7. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0,1$)

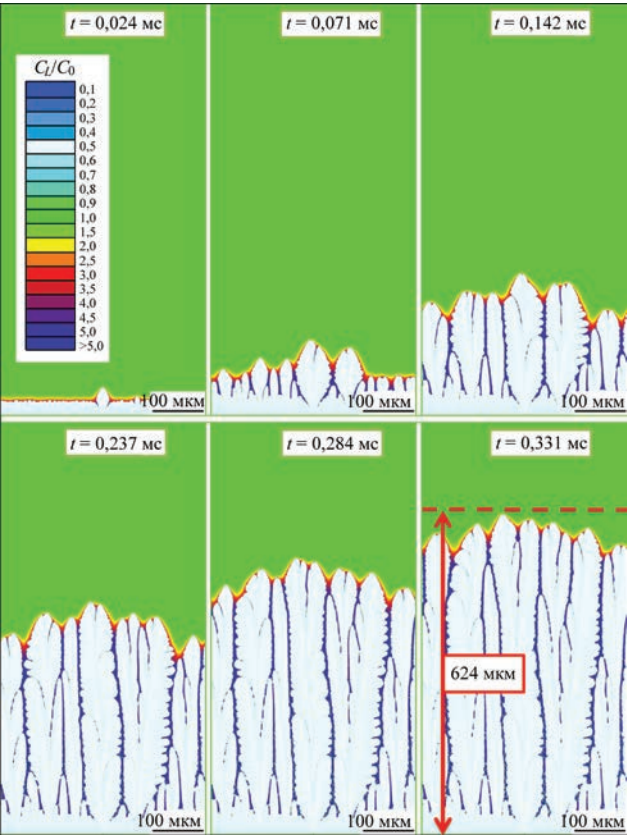


Рис. 8. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0,2$)

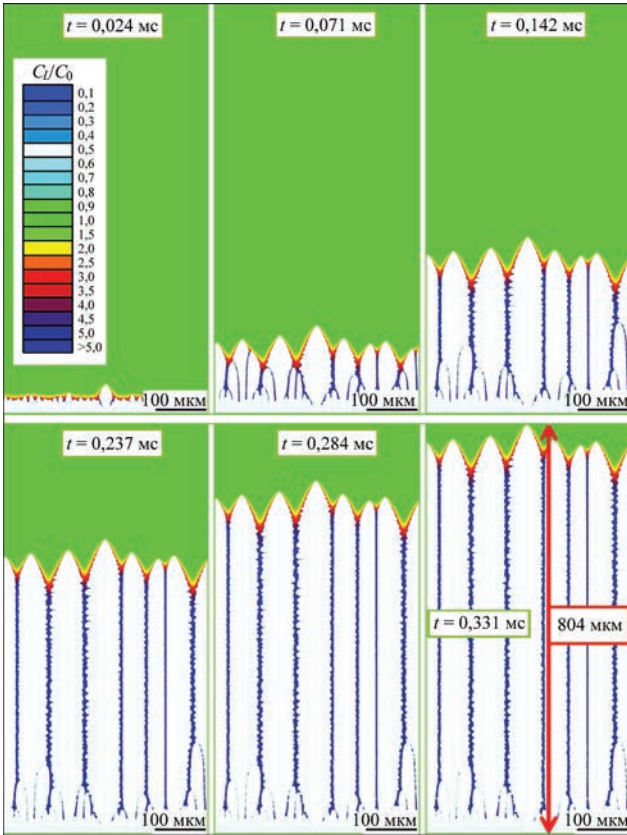


Рис. 9. Эволюция дендритной структуры во времени с учетом влияния тугоплавких инокулянтов ($\varphi = 0,3$)

Значения физических параметров, принятых в расчетах

Физический параметр	Обозначение	Размерность	Значение
Температура затвердевания основного компонента	T_A	К	1809
Кинетический коэффициент роста	β	м/(с·К)	0,4
Тангенс угла наклона равновесной линии ликвидус	m_e	К/мас. %	–80
Равновесный коэффициент распределения	k_e	–	0,1
Коэффициент диффузии примеси	D	м ² /с	$6 \cdot 10^{-8}$
Скрытая теплота кристаллизации	Q_L	Дж/м ³	10^9
Скорость диффузии в объеме	V_D	м/с	17
Скорость диффузии на границе раздела фаз	V_{Di}	м/с	17
Амплитуда стохастического шума	δ	–	0,07

принят оксид титана (TiO_2), параметры поверхностного взаимодействия с расплавом железа следующие: температура плавления ($T_{\text{пл}}$) 1843 °С; поверхностное натяжение жидкой фазы (σ_1) 1780 мДж/м²; краевой угол смачивания (θ) 0 град; работа адгезии (W_a) 3560 мДж/м². Параметр распределения тугоплавких инокулянтов в металле сварочной ванны ϕ был принят равным 0, 0,1, 0,2, 0,3. Результаты расчетов, показывающие эволюцию дендритной структуры во времени с различной плотностью распределения инокулянтов в металле сварочной ванны, показаны на рис. 6–9 соответственно.

Таким образом, при отсутствии (рис. 6) тугоплавких инокулянтов в сварочной ванне можно наблюдать ветвистую кристаллизационную структуру с широкими ветвями дендритов (вплоть до 100 мкм).

При введении в сварочную ванну тугоплавких инокулянтов, влияющих на поверхностное натяжение между твердой фазой и расплавом, дендритная структура сменяется от ветвистой к полностью столбчатой морфологии (рис. 7–9). Такое существенное изменение характера первичной структуры металла шва обусловлено только процессами, происходящими на поверхности контакта тугоплавкого инокулянта с растущим дендритом.

В данном случае TiO_2 хорошо смачивается расплавом железа, что способствует увеличению локальной скорости кристаллизации в зоне контакта растущего дендрита с инокулянтом. Это происходит за счет увеличения величины переохлаждения в зоне контакта (эффект Гиббса–Томпсона, ΔT_G). Увеличение скорости роста дендрита за счет эффекта Гиббса–Томпсона приводит к увеличению концентрационного переохлаждения (ΔT_C) за счет вытеснения большего количества примеси перед фронтом кристаллизации. Также изменение скорости роста на кончике дендрита способствует дальнейшему отклонению процесса от равновесного и увеличению переохлаждения за счет отклонения от равновесной линии ликвидус (ΔT_N).

Предположительное описание характера развития физических процессов, заложенных в предложенную модель кристаллизации, позволяет моделировать качественные изменения дендритной структуры металла шва в зависимости от количества и свойств вводимых инокулянтов. В случае отсутствия тугоплавких инокулянтов в сварочной ванне фронт кристаллизации за 0,331 мс, продвинулся на 581 мкм (рис. 6), а при их равномерном распределении с вероятностью $\phi = 0,3$ — на 802 мкм (рис. 9), при всех прочих равных условиях (включая начальную скорость кристаллизации). Следует отметить существенное изменение морфологии дендритной структуры от сильно вет-

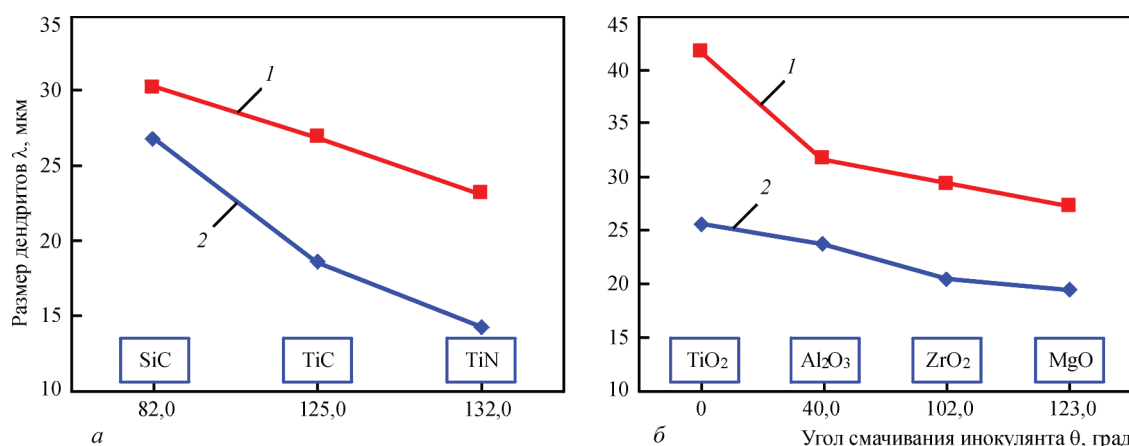


Рис. 10. Сопоставление экспериментальных результатов измерения и расчетных данных параметров первичной структуры металла образцов первой (а) и второй (б) серии экспериментов: 1 — $\lambda_{1\text{эксп}}$; 2 — $\lambda_{1\text{расч}}$.

вистой, образовавшейся в результате конкурирующего роста отдельных кристаллов, до полностью столбчатых дендритов. При снижении угла смачивания в локальных точках контакта растущего дендрита с расплавом металла можно получить значительное качественное изменение дендритной структуры, что, в свою очередь, влияет на дальнейшие твердофазные преобразования в металле, а как следствие — на конечную микроструктуру и механические свойства металла шва ВПНЛ стали.

На рис. 10, а, б представлено сравнение размеров дендритов первичной структуры, полученных расчетным и экспериментальным путем [2, 17] для образцов первой и второй серии соответственно. Средняя ошибка данных, полученных путем вычислительного эксперимента, составляет около 25 % и увеличивается с увеличением угла смачивания тугоплавкого инокулянта металлом сварочной ванны. Такую разницу в полученных результатах следует связать с выбором параметра распределения тугоплавких инокулянтов в металле сварочной ванны ϕ равным 0,3, что, видимо, не соответствует условиям проведенных экспериментальных исследований. В будущих исследованиях следует учесть этот фактор и более подробно исследовать влияние параметра распределения на развитие первичной структуры металла шва. Также ошибку внес неточный химический состав и ограничения модели.

Выводы

Модель, основанная на методе конечных элементов, комбинированном с методом клеточных автоматов, хорошо подходит для моделирования процесса кристаллизации металла сварочной ванны с учетом влияния тугоплавких инокулянтов. Это связано с тем, что в основную модель развития кристаллической структуры легко ввести дополнительные правила и законы взаимодействия движущегося фронта кристаллизации с введенными в объем жидкого металла включениями. Также преимуществом такого подхода является возможность отслеживания любых параметров дискретных ячеек клеточного автомата (концентрация примеси, величина переохлаждения, коэффициент кривизны поверхности и других) во времени.

Вычислительные эксперименты, проведенные с помощью разработанного программного обеспечения, показали возможность управления параметрами и морфологией первичной структуры металла путем введения в расплав тугоплавких дисперсных инокулянтов. Разработанная математическая модель и программное обеспечение, написанное на ее осно-

ве, подходят для прогнозирования размерных параметров и морфологии первичной структуры металла шва с учетом введенных в сварочную ванну тугоплавких инокулянтов.

1. Sandeep J. Issues in welding of hsla steels / J. Sandeep, R. Chhibber, N. P. Mehta // *Advanced Materials Research*. — 2012. — Vol. 365. — P. 44–49.
2. Головки В. В. Влияние неметаллических включений на формирование структуры металла сварных швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головки, И. К. Походня // *Автоматическая сварка*. — 2013. — № 6. — С. 3–11.
3. Ермоленко Д. Ю. Численное моделирование и прогнозирование микроструктуры металла сварных швов при сварке высокопрочных сталей (Обзор) / Д. Ю. Ермоленко, В. В. Головки // *Автоматическая сварка*. — 2014. — № 3. — С. 3–12.
4. Головки В. В. Влияние введения в сварочную ванну титаносодержащих инокулянтов на структуру и свойства металла швов высокопрочных низколегированных сталей / В. В. Головки, С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко // *Автоматическая сварка*. — 2015. — № 2. — С. 16–20.
5. Галенко П. К. Изотермический рост кристаллов в переохлажденных бинарных сплавах / П. К. Галенко, М. Д. Кривилев // *Математическое моделирование*. — 2000. — Т. 12, № 11. — С. 17–37.
6. Galenko P., Danilov D. Local nonequilibrium effect on rapid dendritic growth in a binary alloy melt / P. Galenko, D. Danilov // *Physics Letters A*. — 1997. — 235, № 3. — P. 271–280.
7. Mullins W. W. Stability of the planar interface during crystallization of a dilute binary alloy / W. W. Mullins, R. F. Sekerka // *J. Applied Physics*. — 1964. — V. 35. — P. 444–459.
8. Kurz W. Fundamentals of solidification / W. Kurz, D. J. Fisher // *Trans Tech Publications Ltd*. — 1992. — 305 p.
9. Galenko P. Local nonequilibrium effect on undercooling in rapid solidification of alloys / P. Galenko, S. Sobolev // *Physical Review E*. — 1997. — V. 55, № 1. — P. 343–352.
10. Pavlyk V. Modeling and direct numerical simulation of dendritic structures under solidification conditions during fusion welding / V. Pavlyk. — Aachen: Shaker Verlag GmbH, 2004. — 147 p.
11. Галенко П. К. Конечно-разностная схема для моделирования кристаллического структурообразования в переохлажденных бинарных сплавах / П. К. Галенко, М. Д. Кривилев // *Математическое моделирование*. — 2000. — Т. 12, № 12. — С. 11–23.
12. Guillemot G. Modeling of macrosegregation and solidification grain structures with a coupled cellular automaton-finite element model / G. Guillemot, C.-A. Gandin, H. Combeau // *ISIJ International*. — 2006. — vol. 46, № 6. — P. 880–895.
13. Sasikumar R. 2-dimensional simulation of dendrite morphology / R. Sasikumar, R. Sreenivasan // *Acta Metallurgica et Materialia*. — 1994. — № 2(7). — P. 2381–2386.
14. Панасюк А. Д. Стойкость неметаллических материалов в расплавах / А. Д. Панасюк, В. С. Фоменко, Г. Г. Глебова. — К.: Наукова думка, 1986. — 351 с.
15. Попель С. И. Теория металлургических процессов / С. И. Попель. — М.: ВИНТИ, 1971. — 132 с.
16. Дилтей У. Компьютерное моделирование формирования микроструктуры металла шва при сварке плавлением / У. Дилтей, В. Павлик, Т. Райхель // *Автоматическая сварка*. — 1997. — № 3. — С. 3–9.
17. Головки В. В. Технология сварки высокопрочных низколегированных сталей с введением титаносодержащих инокулянтов / В. В. Головки, С. Н. Степанюк, Д. Ю. Ермоленко // *Наноразмерные системы и наноматериалы: исследования в Украине* / [Коллективная монография; под ред. А. Г. Наумовца]. — НАН Украины. — К.: Издательский дом «Академперіодика», 2014. — 768 с.

Поступила в редакцию 09.09.2016

СВАРИВАЕМОСТЬ ВЫСОКОПРОЧНОЙ МИКРОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ S460M

В. Д. ПОЗНЯКОВ, С. Л. ЖДАНОВ, А. В. ЗАВДОВЕЕВ, А. А. МАКСИМЕНКО, Т. Г. СОЛОМИЙЧУК
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Конструкционные стали класса прочности С350 и более широко используются при изготовлении металлоконструкций различного назначения. Их применение позволяет значительно снизить общую металлоемкость конструкций по сравнению с изделиями из сталей марок Ст.3 и 09Г2С. В данной работе рассмотрено влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ, сопротивляемость соединений образованию холодных трещин. Обоснован выбор сварочных материалов для сталей класса прочности С490, а также проанализировано изменение механических свойств сварных соединений. Установлено, что с ростом скорости охлаждения металла ЗТВ модельных образцов-имитаторов прочностные характеристики возрастают, а пластические падают. При этом показатели ударной вязкости резко снижаются при скорости охлаждения 3 °С/с. Существенно повысить сопротивляемость образованию холодных трещин в технологических пробах стали S460M при увеличенном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле возможно, уменьшив величину остаточных напряжений в сварных соединениях до уровня, не превышающего $0,5\sigma_T$ стали (≤ 235 МПа). Библиогр. 13, табл. 1, рис. 9.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, термический цикл сварки, скорость охлаждения, механические свойства, холодные трещины, диффузионный водород, хрупкое разрушение

Развитие современной промышленности, строительной индустрии и энергетики предъявляет новые требования к металлоконструкциям в части снижения металлоемкости и повышения их надежности [1–4]. Такого эффекта можно достичь применяя новые высокопрочные стали с пределом текучести более 390 МПа. Конструкционные стали класса прочности С350 и более используются в мостостроении, строительстве высотных домов, ветряной энергетике для строительства опор ветряков, а также при изготовлении металлоконструкций грузового железнодорожного транспорта [1, 5]. Применение высокопрочного проката позволяет до 80 % снизить общую металлоемкость конструкций по сравнению с изделиями из сталей марок Ст.3 и 09Г2С [6].

В современном производстве для создания сталей повышенной прочности используют в основном два подхода. Первый заключается в применении легирующих элементов, повышающих прочностные характеристики. Однако этот путь ведет к существенному удорожанию изготовленного металлопроката. Альтернативой легирования является термомеханическое упрочнение металла или контролируемая прокатка с последующей термообработкой. К таким сталям относится высокопрочная низколегированная сталь S460M (класс прочности С490), микролегированная ниобием и ванадием. По данным стандарта EN10025-4 сталь обладает следующими механическими свойствами: $\sigma_T > 460$ МПа, $\sigma_B = 540..720$ МПа, $\delta_5 > 18$ %, $KCV_{-40} > 27$ Дж/см². Такие характеристики обеспечива-

ет мелкодисперсная структура, полученная после контролируемой прокатки.

При изготовлении конструкций из низколегированных сталей такого класса прочности актуальным становится вопрос изучения их свариваемости [7]. Известно, что в процессе сварки металл зоны термического влияния (ЗТВ) претерпевает структурные превращения, которые ведут к изменениям механических свойств [8]. В связи с этим в данной статье рассматривается влияние термических циклов сварки на свойства и структуру металла ЗТВ, сопротивляемость образованию холодных трещин. Предложены сварочные материалы для стали S460M класса прочности С490, исследованы механические свойства сварных соединений и сопротивляемость их хрупкому разрушению.

Методика проведения исследований. Для проведения экспериментов выбрана конструкционная сталь S460M толщиной 16 мм следующего химического состава, мас. %: 0,15 C; 0,23 Si; 1,3 Mn; 0,09 Cr; 0,019 Ni; 0,01 V; 0,05 Nb; 0,025 Al; 0,007 N₂; 0,013 S; 0,017 P. Механические свойства исследуемой стали S460M следующие: $\sigma_T = 480$ МПа; $\sigma_B = 600$ МПа; $\delta_5 = 27$ %; $\psi = 58$ %.

В качестве критерия термического цикла сварки (ТЦС) принимали скорость охлаждения металла в интервале температур 600...500 °С ($w_{6/5}$). По результатам исследований были определены скорости охлаждения, при которых происходит снижение показателей прочности, пластичности и ударной вязкости металла ЗТВ по сравнению с регламентированными требованиями к сварным со-

единениям. Исследования проводили с помощью модельных образцов размером $120 \times 12 \times 12$ мм, которые были термообработаны в соответствии с термическими циклами сварки на установке МСР-75 [9]. Процесс термообработки заключался в следующем. Сначала образцы током, проходящим через них, нагревались до температур $1200 \dots 1300$ °С, которые характерны для участка перегрева ЗТВ сварных соединений. Скорость нагрева образцов составляла $150 \dots 170$ °С/с, что соответствует условиям нагрева металла в зоне термического влияния при дуговых процессах сварки. При данной температуре образцы выдерживались в течение примерно двух секунд, а затем принудительно охлаждались. Для испытания на статическое растяжение из стали механическим способом изготавливали образцы (тип II) в соответствии с ГОСТ 6996–96 (по 3 образца на каждую скорость охлаждения). Испытания выполнялись по ГОСТ 6996–66 при комнатной температуре. Для испытаний на ударную вязкость изготавливали образцы тип XI, которые испытывали при температурах 20, –20 и –40 °С.

Исследование склонности стали S460M к замедленному разрушению выполняли с использованием метода Имплант на специализированной установке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины [10]. Скорость охлаждения металла ЗТВ изменяли за счет разной начальной температуры пластин, которая в зависимости от технологического варианта сварки варьировалась от 20 до 90 °С. Для этого использовали предварительный подогрев. Такой подход позволил изменять скорость охлаждения сварных соединений $w_{6/5}$ в диапазоне $21 \dots 14$ °С/с. Содержание диффузионного водорода в наплавленном металле (оценивали методом карандашных проб с использованием в качестве запирающей жидкости смесь глицерина с дистиллированной водой в пропорции 1:4) изменяли, используя электроды с различной влажностью покрытия. Для этого они увлажнялись и прокаливались при различных температурах. Статическую нагрузку образцов со скоростью $5 \dots 10$ МПа/с начинали после их охлаждения до температуры $150 \dots 100$ °С, а за показатель сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин принимали критические напряжения $\sigma_{кр}$, при которых образец не разрушался в течение 24 ч.

Поскольку одним из основных факторов, влияющих на сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин, является уровень остаточных напряжений, исследования проводили с использованием стыковых технологических проб с регулируемой жесткостью. Это позволило без изменения водородного и структурного факторов, влияющих на образование холодных трещин в сварных соединениях, регулировать только напряженное состояние технологических проб

и оценить его влияние на стойкость соединений против образования холодных трещин.

Для проведения исследований в работе выбрана технологическая проба, представляющая собой массивную плиту размером 400×400 и толщиной $40 \dots 60$ мм, на которую устанавливаются и привариваются по всему периметру с катетом 12 мм две пластины, из которых формируется контрольное сварное соединение. В V-образном стыковом соединении стали S460M предусмотрено наличие зазора $1,5 \dots 2,0$ мм и притупление $3,0 \dots 4,0$ мм для обеспечения технологического непровара, являющегося концентратором напряжений и инициирующего образование трещин. Уровень жесткости определялся шириной пластин, из которых состоит контрольное стыковое соединение. В соответствии с методикой исследований выполняли сварку стыковых соединений из пластин шириной 50, 100 и 150 мм и толщиной 16 мм. Общая ширина соединений при этом составляла 100, 200, и 300 мм.

Исследования прошлых лет [11], которые выполнялись на многослойных соединениях, свидетельствуют, что в процессе формирования сварных соединений происходит значительное поперечное укорочение металла шва и ЗТВ по всей длине образца. Наиболее интенсивное укорочение наблюдалось в центральной части шва после выполнения корневых валиков. Согласно этим данным наибольшая величина перемещений наблюдалась в жестких образцах шириной 300 мм ($\Delta L \approx 0,45$ мм). В более узких пробах шириной 200 и 100 мм прохождение процессов пластической деформации затруднено, и поэтому максимальные величины поперечного укорочения в них меньше: $\Delta L \approx 0,4$ мм и 0,33 мм, соответственно. Это способствует формированию более высокого уровня остаточных сварочных напряжений в образцах с максимальной жесткостью закрепления (база закрепления $B = 100$ мм). При увеличении базы закрепления B от 100 до 300 мм уровень остаточных напряжений в металле швов сварных соединений уменьшается от $0,8 \dots 0,9$ до $0,4 \dots 0,5$ предела текучести металла швов. Ручную дуговую сварку соединений стали S460M выполняли электродами УОНИ-13/55 и FOX EV-50 диаметром 4,0 мм на режиме: $I_{св} = 160 \dots 170$ А; $U_{д} = 24 \dots 25$ В; $v_{св} = 8,5 \dots 9,0$ м/ч. Для механизированной сварки соединений этой стали применялись проволоки сплошного сечения Св-08Г2С и G3Si1 и порошковая проволока марки Megafil 821R диаметром 1,2 мм. Сварку выполняли в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO₂ на режимах: $I_{св} = 170 \dots 190$ А; $U_{д} = 26 \dots 28$ В; $v_{св} = 11,5 \dots 12$ м/ч при использовании проволоки сплошного сечения и $I_{св} = 220 \dots 240$ А; $U_{д} = 28 \dots 30$ В; $v_{св} = 14 \dots 15$ м/ч при использовании порошковой проволоки.

Для определения значений критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} и критического раскрытия трещины δ_c применяли образцы прямоугольного сечения размером 10×20×90 мм с надрезом длиной 7 мм и усталостной трещиной протяженностью 3 мм. Эти образцы испытывали на трехточечный изгиб в диапазоне температур от 20 до –40 °С. С использованием критериев механики разрушения [12] проводили оценку сопротивляемости хрупкому разрушению сварных соединений стали S460M в зависимости от применяемых сварочных материалов и способов сварки. Вершина усталостной трещины в одних образцах располагалась в металле шва, а в других — в металле ЗТВ. Для сравнения также были изготовлены образцы из основного металла стали S460M.

Полученные результаты и обсуждение. Влияние термических циклов сварки на структуру и свойства. В представленной работе изучалась структура и механические свойства термомеханически упрочненной стали S460M (класс прочности C440), изготовленной согласно ДСТУ EN 10025-4:2007 на Мариупольском металлургическом комбинате им. Ильича. Благодаря проведению термомеханической прокатки в диапазоне температур 900...700 °С с контролируемым охлаждением в стали S460M образуется ферритно-перлитная, полосчатая структура с твердостью $HV = 195$ (рис. 1).

Балл зерна соответствует № 10 по ГОСТ 5639–82, а балл полосчатости — номеру 5 по шкале 3 ГОСТ 5640–68. Загрязненность неметаллическими включениями, такими как силикаты, алюмосиликаты, сульфиды и оксисульфиды, соответствует баллу № 1 по ГОСТ 1778–70.

Показатели ударной вязкости стали S460M существенно превышают нормативные значения $KCV_{-40} \geq 34$ Дж/см² даже при температуре испытаний –60 °С ($KCV_{-60} = 76$ Дж/см²).

В свою очередь зависимости, характеризующие изменения показателей прочности и пластичности в имитированном металле ЗТВ стали S460M под влиянием ТЦС, приведены на рис. 2, а, б. Результаты проведенных исследований свидетельствуют о том, что с изменением скорости охлаждения в интервале температур 600...500 °С ($w_{6/5}$) от 3 до 25 °С/с повышаются показатели прочности металла ЗТВ по сравнению с исходным состоянием, а именно σ_T от 490 до 810 МПа и σ_B от 600 до 1000 МПа. В то же время ухудшаются пластические свойства имитируемого металла ЗТВ по сравнению с исходным состоянием. Особенно это касается показателей относительного удлинения, которые снижаются в 2,5...3,0 раза, в то же время показатели относительного сужения уменьшаются на 15...20 %.

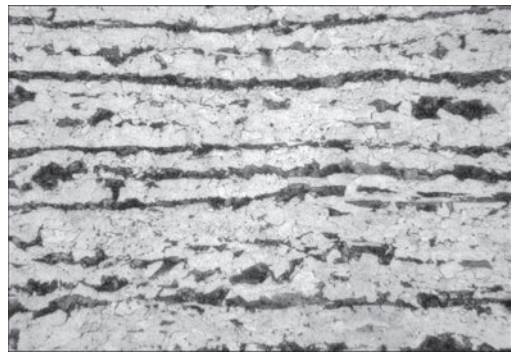


Рис. 1. Микроструктура (×500) стали S460M

При испытаниях на ударный изгиб образцов с острым V-образным надрезом установлено, что ударная вязкость металла ЗТВ стали S460M уменьшается по отношению к основному металлу (рис. 2, в). Наиболее существенное снижение значений KCV в 4...9 раз наблюдается в образцах, которые остывали со скоростью $w_{6/5} = 3$ °С/с (от 111 до 33 Дж/см² при температуре испытаний 20 °С, от 109 до 15 Дж/см² при температуре –20 °С и от 95 до 10 Дж/см² при температуре –40 °С). С ростом скорости охлаждения до 10 °С/с они повышаются до значений $KCV_{-40} = 27$ Дж/см², а потом несколько снижаются и при $w_{6/5} = 25$ °С/с составляют: $KCV_{20} = 50$ Дж/см², $KCV_{-20} = 30$ Дж/см² и

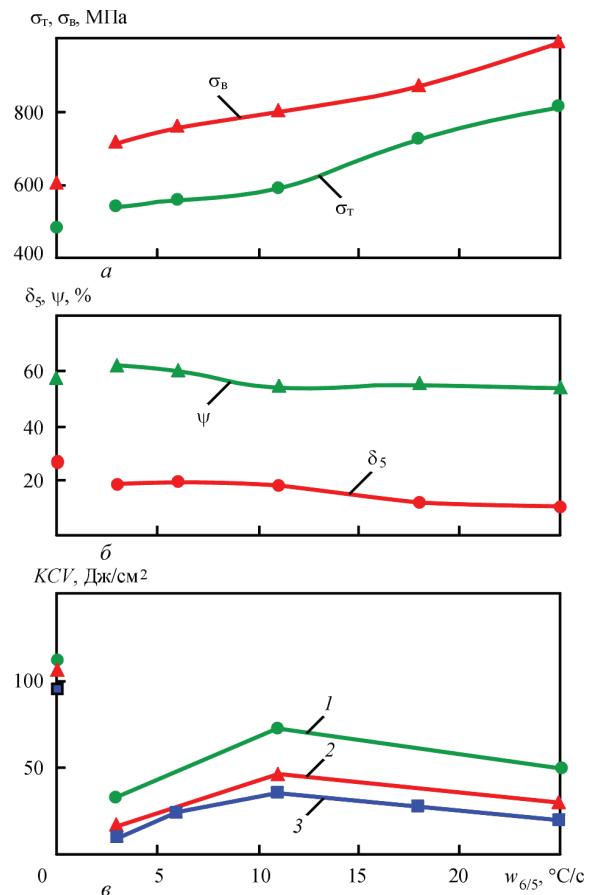


Рис. 2. Влияние скорости охлаждения на прочность (а), пластичность (б) и ударную вязкость при температуре испытаний: 1 — 20; 2 — –20; 3 — –40 °С (в) имитированного металла ЗТВ стали S460M

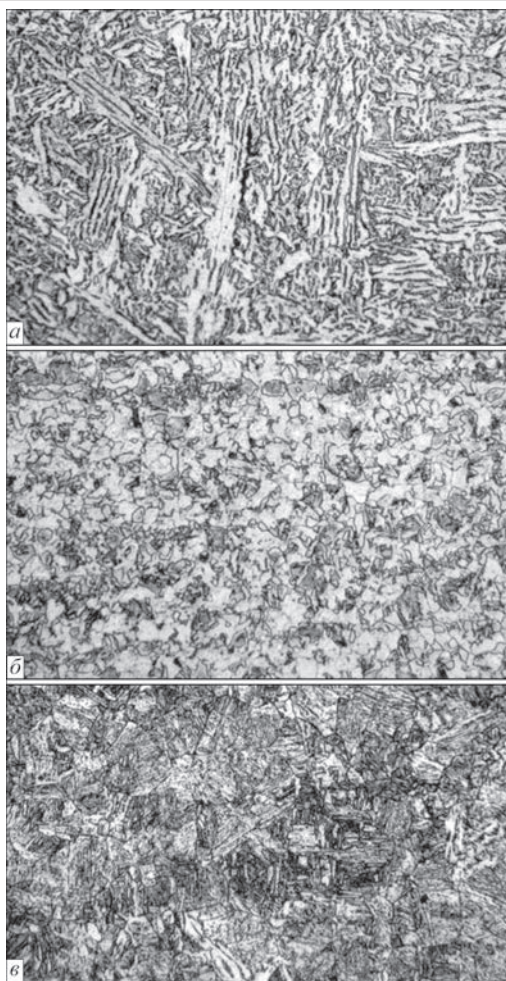


Рис. 3. Микроструктура ($\times 500$) металла ЗТВ модельных образцов стали S460M: а — $w_{6/5} = 3$; б — 10; в — 25 °C/c

$KCV_{-40} = 20$ Дж/см² (для сравнения значения ударной вязкости стали S460M при температурах испытаний в диапазоне от 20 до –40 °C находятся в пределах 95...110 Дж/см²).

Такие изменения механических свойств металла ЗТВ стали S460M обусловлены различными структурными преобразованиями в диапазоне исследуемых скоростей охлаждения. Об этом свидетельствуют результаты металлографических исследований.

Металлографическими исследованиями установлено, что на участке перегрева в металле ЗТВ стали S460M при скорости охлаждения $w_{6/5} = 3$ °C/c сформировалась структура, состоящая из различных морфологических форм феррита и небольшого количества перлита (рис. 3, а). Твердость такого металла составляет $HV1 = 2400$ МПа, а полосчатость структуры, которая наблюдалась в нем до обработки по термическому циклу, исчезает полностью.

При повышении $w_{6/5}$ до 10 °C/c образуется равноосная феррито-перлитная с участками бейнитной составляющей мелкодисперсная структура. Размер зерна по ГОСТ 5639–82 соответствует баллу 9 по шкале 1, а твердость почти не меняется,

хотя показатели прочности растут примерно на 100 МПа.

При дальнейшем росте скорости охлаждения до $w_{6/5} = 25$ °C/c в имитированном металле ЗТВ формируется структура, состоящая из смеси верхнего и нижнего бейнита и небольшого количества мартенсита и феррита. Благодаря этому твердость металла повышается до $HV1 = 2800...2960$ МПа, что в свою очередь приводит к росту показателей его статической прочности и падения пластических свойств.

Сопrotивляемость сварных соединений образованию холодных трещин. Известно, что на образование холодных трещин определяющее влияние имеют следующие факторы: закалочные структуры в металле ЗТВ и шва, водород в этих участках сварного соединения и напряжения I рода, вызванные процессом сварки и жесткостью закрепления соединений.

При сварке в металле ЗТВ низкоуглеродистых термоупрочненных сталей формируются структуры, пластичность которых резко снижается с повышением содержания водорода. Водород выделяется в несовершенствах структуры металла (порах, трещинах, по границам зерен и т. д.) и вызывает возникновение высоких локальных напряжений. При совместном воздействии напряжений, обусловленных процессом сварки, структурными преобразованиями и водородом, в металле ЗТВ могут возникать холодные трещины.

Наиболее простым решением проблемы снижения концентрации диффузионного водорода в металле шва является использование низководородных сварочных материалов, а именно электродов с основным покрытием для ручной дуговой сварки и порошковых проволок основного типа для механизированной сварки в защитных газах.

Что касается возможности удаления диффузионного водорода из сварного соединения, то надо отметить эффективность применения предварительного подогрева или выполнения этой процедуры после сварки. Если назначение предварительного подогрева — уменьшение скорости охлаждения и, в то же время, увеличение срока охлаждения в интервале температур 800...500 °C, то подогрев после сварки замедляет скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 300...100 °C, что позволяет в большей степени удалять диффузионный водород из сварного соединения.

Установлено, что при малых концентрациях диффузионного водорода в наплавленном металле (рис. 4.), а именно при $[H]_{\text{диф}} = 1,6$ мл/100 г, даже при сварке без предварительного подогрева ($w_{6/5} = 21$ °C/c) сталь S460M не подвержена замедленному разрушению. Об этом свидетельствует тот

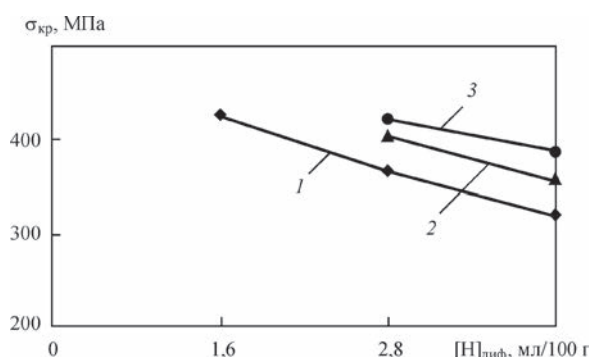


Рис. 4. Влияние диффузионного водорода на сопротивление замедленному разрушению металла ЗТВ стали S460M: 1 — без подогрева; 2 — $T_{\text{п}} = 60$; 3 — 90 °C

факт, что через 24 ч после нагрузки образцов, трещины в них не образовывались даже в том случае, когда уровень напряжений приближался к пределу текучести металла ЗТВ стали.

С повышением содержания диффузионного водорода в наплавленном металле от 1,6 до 3,8 мл/100 г риск образования холодных трещин в металле ЗТВ сварных соединений возрастает. Повысить сопротивление сварных соединений образованию холодных трещин возможно за счет использования предварительного подогрева. Так, при $[H]_{\text{дифф}} = 3,8$ мл/100 г подогрев $T_{\text{п}}$ до температуры 60 °C позволяет повысить уровень критических напряжений до 350 МПа, а при $T_{\text{п}} = 90$ °C — до $\sigma_{\text{кр}} = 390$ МПа.

При ограниченном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле сталь S460M не проявляет склонности к замедленному разрушению. Соответственно и сварные соединения этих сталей при данных условиях должны иметь хорошую сопротивляемость образованию холодных трещин. Как свидетельствуют результаты испытаний технологических проб (таблица), при сварке без предварительного подогрева исключить вероятность образования холодных трещин в соединениях стали S460M, независимо от жесткости их закрепления, возможно в условиях, когда содержание диффузионного водорода в на-

плавленном металле не превышает 1,6...1,7 мл/100 г при $Q_{\text{св}} = 11...13$ кДж/см и 3,0 мл/100 г при $Q_{\text{св}} = 15...16$ кДж/см и выше. Это хорошо коррелирует с результатами испытаний по методу Имплант.

Трещины в технологических пробах стали S460M шириной $B = 100$ мм наблюдались в тех случаях, когда сварка выполнялась без предварительного подогрева ($w_{6/5} = 21$ °C/c), а содержание диффузионного водорода в наплавленном металле составляло 5,3 мл / 100 г. В технологических пробах с базой закрепления 100 мм трещина, которая поразила сварное соединение по всей длине и вышла на поверхность корневого шва, начала образовываться уже через 2 ч после завершения сварки. Об этом свидетельствовали сигналы акустической эмиссии, которые фиксировались с помощью прибора ИКД-128 [13]. Через 4 ч трещина визуально просматривалась на поверхности шва.

Существенно повысить сопротивляемость образованию холодных трещин в технологических пробах стали S460M при увеличенном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле возможно, уменьшив величину остаточных напряжений в сварных соединениях до уровня, не превышающего $0,5\sigma_{\text{T}}$ стали (≤ 235 МПа). Именно такой уровень напряжений формируется в металле швов сварных соединений стали S460M, выполненных электродами УОНИ 13/55 при базе закрепления 200 мм (см. таблицу).

Структура и механические свойства сварных соединений стали S460M. Анализ результатов испытаний показывает, что по показателям статической прочности и пластичности требованиям к стали S460M ($\sigma_{\text{T}} \geq 460$ МПа, $\sigma_{\text{в}} \geq 540...720$ МПа, $\delta_5 \geq 17$ %) согласно EN 10025-4:2007 соответствуют сварные швы, которые выполнялись электродами FOX EV 50, проволокой сплошного сечения G3Si1 и порошковой проволокой марки Megafil 821R.

Несколько ниже на 5...13 % нормативных показателей значение пределов текучести металла швов сварных соединений стали S460M, выпол-

Результаты исследования технологических проб «жесткая обварка» стали S460M

Ширина B , мм	Сварочные материалы	Режимы сварки				$T_{\text{п}}$, °C	$[H]_{\text{дифф}}$, мл/100 г	Наличие трещин, %		
		$I_{\text{св}}$, А	$U_{\text{д}}$, В	$v_{\text{св}}$, м/ч	$Q_{\text{св}}$, кДж/см			ко-рень	сре-дина	поверх-ность
100	Электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм	150...170	24...26	8...10	12,5...11,0	20	5,3	100	100	100
200	Электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм	150...170	24...26	8...10	12,5...11,0	20	5,3	0	0	0
100	Электроды УОНИ-13/55 диаметром 4 мм	150...170	24...26	8...10	12,5...11,0	60	5,3	0	0	0
100	Проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в CO_2	180...200	28...30	13...14	13,0...11,0	20	1,0	0	0	0
100	Проволока Св-08Г2С диаметром 1,2 мм в CO_2	220...240	30...32	6...7	33,0...28,4	20	1,0	0	0	0
100	Проволока Megafil 821R диаметром 1,2 мм в CO_2	240...260	28...30	17...18	15,8...14,8	20	3,0	0	0	0

ненных электродами УОНИ-13/55 и проволокой Св-08Г2С, которые составляют соответственно 440 и 400 МПа. В то же время показатели предела прочности ($\sigma_B \approx 556$ МПа) и относительного удлинения ($\delta_5 = 31\%$) превышают их минимальные стандартные значения для стали.

Большие значения показателей предела текучести и предела прочности по отношению к швам, сваренным электродами УОНИ-13/55 и проволокой Св-08Г2С имеет металл, наплавленный электродами FOX EV-50, а также в смеси газов проволокой сплошного сечения G3Si1 и порошковой марки Megafil 821R, соответственно. Зато показатели относительного удлинения при механизированной сварке, хотя и ниже аналогичных показателей для металла, наплавленного покрытыми электродами, но превышают нормативные значения, предъявляемые к основному металлу.

Обращает на себя внимание тот факт, что показатели прочности и пластичности металла швов, выполненных электродами УОНИ-13/55 и проволокой сплошного сечения Св-08Г2С, достаточно близки. Об этом свидетельствуют результаты металлографических исследований. Они показали, что структура таких швов (рис. 5, а, б) мелкодисперсная и состоит преимущественно из полигонального феррита с незначительными перлитны-

ми включениями по границам ферритных зерен с твердостью $HV - 191...200$. Зато при сварке порошковой проволокой Megafil 821R структура металла шва состоит преимущественно из структурно свободного феррита с незначительным содержанием крупноиглочатого феррита (рис. 5). Твердость в данном случае составляет $HV - 210$, что приводит к росту показателей прочности и уменьшению пластических свойств.

Структура металла на участке перегрева ЗТВ сварных соединений стали S460M идентифицируется как крупнозернистая ферритно-перлитная с примерно равным соотношением ферритной и перлитной составляющих и твердостью $HV - 205...221$ (рис. 6, а–в).

По результатам испытаний образцов с острым надрезом установлено, что все указанные сочетания сталь-сварочный материал способны обеспечить ударную вязкость как металла швов, так и металла ЗТВ сварных соединений стали S460M на уровне требований евронорм, а именно $KCV_{-40} \geq 27$ Дж/см² (рис. 7).

Сопротивляемость сварных соединений стали S460M хрупкому разрушению. Хрупкое разрушение в сварных соединениях возникает в зонах небольшого объема металла, в котором локализуются пластические деформации. Зонами

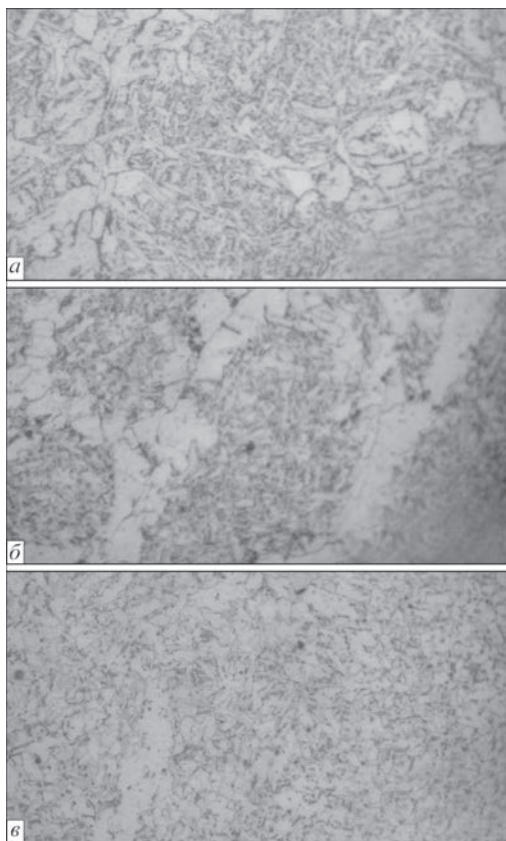


Рис. 5. Микроструктура ($\times 400$) металла шва сварных соединений стали S460M, выполненных УОНИ-13/55 (а), проволокой сплошного сечения Св-08Г2С (б) и порошковой проволокой Megafil 821R (в)

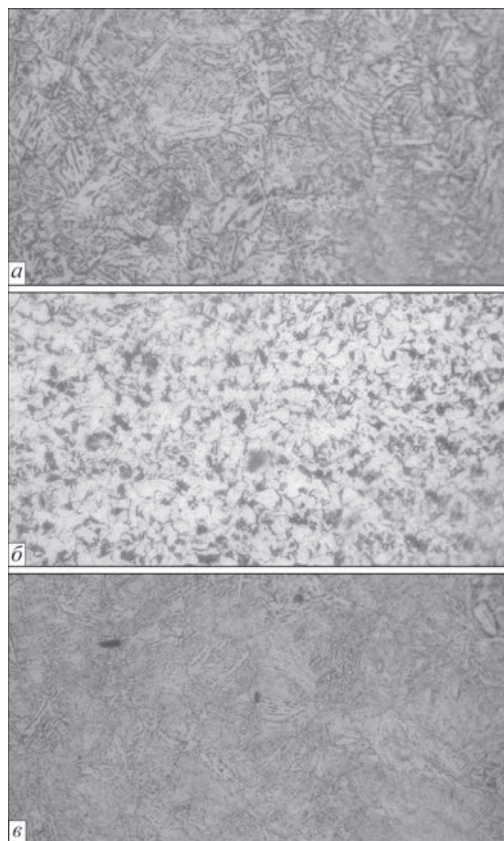


Рис. 6. Микроструктура ($\times 400$) металла ЗТВ на участке перегрева сварных соединений стали S460M, выполненных УОНИ-13/55 (а), проволокой сплошного сечения Св-08Г2С (б) и порошковой проволокой Megafil 821R (в)

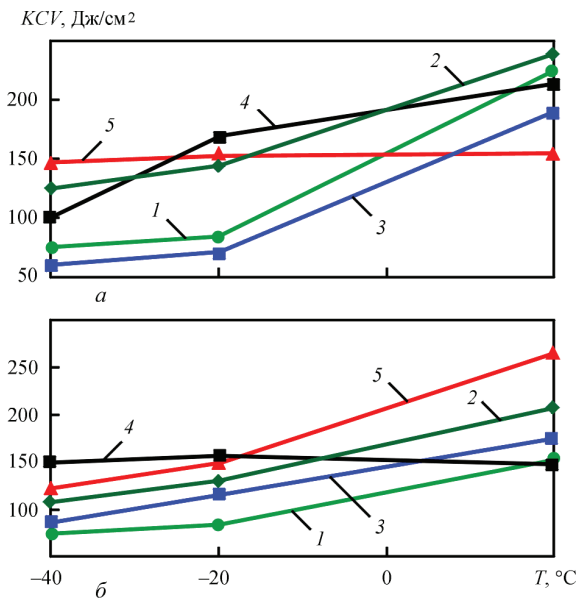


Рис. 7. Ударная вязкость металла швов (а) и металла ЗТВ (б) сварных соединений стали S460M, выполненных электродами УОНИ-13/55 (1) и FOX EV-50 (2); проволокой сплошного сечения Св-08Г2С (3), G3Si1 (4) и порошковой проволокой Megafil 821R (5)

разрушения может быть металл, возле которого есть такие дефекты, как трещины, несплавления, поры, шлаковые включения, подрезы. Эти дефекты (особенно мелкие) не всегда могут быть обнаружены методами неразрушающего контроля такими, как ультразвуковая и магнитная дефектоскопия, радиография и тому подобное. При статическом и циклическом нагружении сварных конструкций эти дефекты могут инициировать развитие трещин в металле, которые при эксплуатации (особенно в условиях минусовых температур) приводят к их разрушению.

Согласно методике механики разрушения критический коэффициент интенсивности напряжений K_{IC} используется для оценки чувствительности металла к концентрации напряжений в условиях плоской деформации при статической нагрузке (чаще изгибом). При повышении значений K_{IC} чувствительность металла к концентрации напряжений снижается. Второй критерий механики разрушения — критическое раскрытие трещины δ_c является деформационным критерием и используется для оценки сопротивления металла началу движения трещины. С его помощью осуществляется оценка сопротивления металла хрупкому разрушению в условиях большой пластической деформации, когда трещина в своей вершине достигает критических значений δ_c и начинает быстро распространяться, используя энергию, которая высвобождается при дальнейшем ее росте [11].

Проведенными исследованиями установлено, что для металла шва, выполненного электродами УОНИ-13/55, при температуре испытаний -40, -20 и 20 $^{\circ}\text{C}$ средние значения K_{IC} равны соответ-

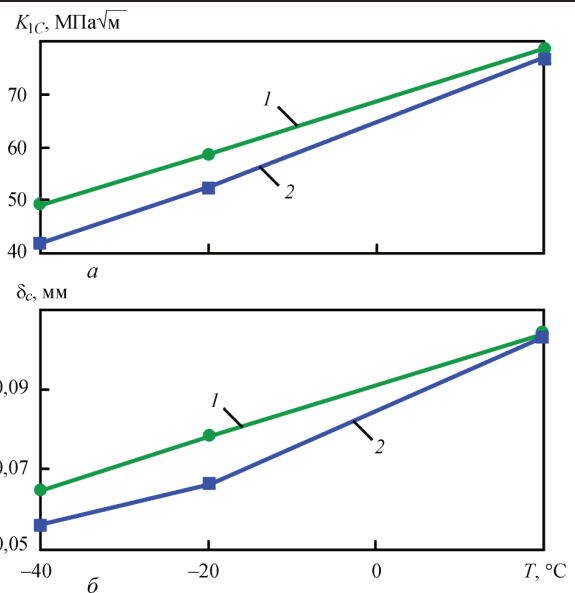


Рис. 8. Зависимость значений критического коэффициента интенсивности напряжения K_{IC} (а) и критического раскрытия трещины δ_c (б) от температуры испытаний для металла швов сварных соединений стали S460M, выполненных порошковой проволокой Megafil 821R (1) и электродами УОНИ-13/55 (2)

ственно 42,1; 52,2 и 77,2 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, а для металла шва, выполненного порошковой проволокой марки Megafil 821R, при аналогичных температурах испытаний средние значения K_{IC} равны соответственно 49,1; 58,5 и 78,6 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, т. е. увеличиваются на 14,3; 10,8 и 1,8 % (рис. 8).

Для металла ЗТВ сварных соединений, выполненных электродами УОНИ 13/55, при температуре испытаний -40, -20 и 20 $^{\circ}\text{C}$ средние значения K_{IC} равны соответственно 41,4; 52,3 и 73,2 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, а для металла ЗТВ сварных соединений, выполненных порошковой проволокой марки Megafil 821R составляют 47,6; 52,9 и 76,4 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, то есть тоже увеличиваются в среднем на 13,1; 1,2 и 4,2 % (рис. 9). В то же время для основного металла средние значения коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} составляют 49,7; 59,2 и 82,5 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ при температуре испытаний -40, -20 и 20 $^{\circ}\text{C}$ и на 11...15 % превышают величины этого коэффициента для металла сварных соединений.

Средние значения δ_c для металла шва при ручной сварке электродами УОНИ-13/55 (температуры испытаний -40, -20 и 20 $^{\circ}\text{C}$) соответственно равны 0,056; 0,066 и 0,103 мм, а для металла шва, выполненного порошковой проволокой марки Megafil 821R при аналогичных температурных условиях испытаний, составляют соответственно 0,065; 0,078 и 0,104 мм. Такая же тенденция характерна и для металла ЗТВ сварных соединений. При сварке электродами УОНИ-13/55, значение δ_c соответственно для температур испытаний -40, -20 и 20 $^{\circ}\text{C}$ 0,055; 0,069 и 0,097 мм, а для металла ЗТВ, выполненного порошковой проволокой марки Megafil 821R, они соответственно равны 0,063;

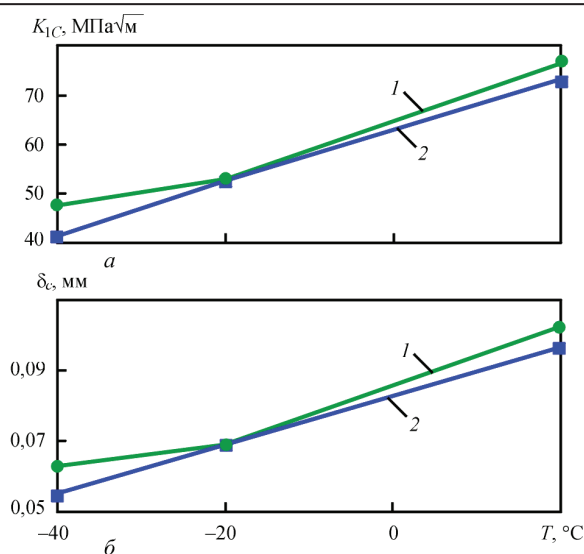


Рис. 9. Зависимость значений критического коэффициента интенсивности напряжения K_{IC} (а) и критического раскрытия трещины δ_c (б) от температуры испытаний для металла 3ТВ сварных соединений стали S460M, выполненных порошковой проволокой Megafil 821R (1) и электродами УОНИ-13/55 (2)

0,069 и 0,103 мм (рис. 9). Значение δ_c для основного металла также, как и величины K_{IC} , выше чем в металла сварных соединений и равны соответственно 0,066, 0,078 и 0,12 мм. Следует отметить, что соотношение значений δ_c для металла шва и металла 3ТВ сварных соединений стали S460M для различных сварочных материалов аналогичны соотношениям величин K_{IC} .

Общим является то, что при механизированной сварке порошковой проволокой Megafil 821R в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO₂ металл сварных соединений стали S460M имеет более высокое сопротивление хрупкому разрушению, чем при ручной дуговой сварке электродами УОНИ-13/55. Эти данные хорошо согласуются с результатами исследований сопротивляемости хрупкому разрушению сварных соединений близкой по химическому составу стали S355J2.

Выводы

1. Установлено, что в диапазоне скоростей охлаждения $7 \leq w_{6/5} \leq 15$ °C/с металла 3ТВ модельных образцов стали S460M сохраняются значения показателей статической прочности, пластичности и ударной вязкости на уровне значений основного металла.

2. Установлено, что при малых концентрациях диффузионного водорода в наплавленном металле, а именно при $[H]_{диф} = 1,6$ мл/100г, даже при сварке без предварительного подогрева сталь S460M не склонна к замедленному разрушению.

3. Существенно повысить сопротивляемость образованию холодных трещин в технологических пробах стали S460M при увеличенном содержании диффузионного водорода в наплавленном металле возможно, уменьшив величину остаточных напряжений в сварных соединениях до уровня, не превышающего $0,5\sigma_T$ стали (≤ 235 МПа) или применить предварительный подогрев до 60 °C.

4. Показано, что при механизированной сварке порошковой проволокой Megafil 821R в смеси газов 82 % Ar + 18 % CO₂ металл сварных соединений стали S460M имеет более высокое сопротивление хрупкому разрушению, чем при ручной дуговой сварке электродами УОНИ-13/55.

1. Ufuah E. Elevated temperature mechanical properties of butt-welded connections made with high strength steel grades S355 and S460M / E. Ufuah // Design, Fabrication and Economy of Metal Structures. International Conference Proceedings, Miskolc, Hungary, April 24–26, 2013. – P. 407–412.
2. Comparison of weldability of high-strength pipe steels microalloyed with niobium, niobium and vanadium / A. Nazarov, E. Yakushev, I. Shabalov [et al.] // Metallurgist. – 2014. – Vol. 7, № 9–10. – P. 911–917.
3. Сварные строительные конструкции: в 3 т. / под ред. Л. М. Лобанова. Т.1. Основы проектирования конструкций. – К.: Наукова думка, 1993. – 415 с.
4. Тылкин М. А. Структура и свойства строительной стали / М. А. Тылкин, В. И. Большаков, П. Д. Одесский. – М.: Металлургия, 1983. – 287 с.
5. Одесский П. Д. Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций / П. Д. Одесский, А. Ф. Молодцов, Ю. Д. Морозов // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2011. – № 5. – С. 20–25.
6. Применение термомеханически упрочненного листового проката в сварных металлических конструкциях / А. С. Билык, Р. В. Курашев, В. В. Горбатенко [и др.] // Промисловое будівництво та інженерні споруди. – 2013. – № 4. – С. 1–4.
7. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints / S. Ragu Nathan, V. Balasubramanian, S. Malarvizhi [et al.] // Defence Technology. – 2015. – V.11. – P. 308–317.
8. Позняков В. Д. Структура и свойства сварных соединений стали С390 (S355 J2) / В. Д. Позняков, С. Л. Жданов, А. А. Максименко // Автоматическая сварка. – 2012. – № 8. – С. 7–11.
9. Саржевский В. А. Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 / В. А. Саржевский, В. Я. Сазонов // Автоматическая сварка. – 1981. – № 5. – С. 69–70.
10. Гривняк И. Свариваемость сталей: пер. со словац. Л. С. Гончаренко; под ред. Э. Л. Макарова. – М.: Машиностроение, 1984. – 216 с.
11. Миходуй Л. И. Сопротивляемость замедленному разрушению сварных соединений стали 12ХН2МФДРА / Л. И. Миходуй, В. Д. Позняков, А. К. Ющенко // Автоматическая сварка. – 2000. – № 11. – С. 5–10.
12. Хрупкое разрушение сварных конструкций / У. Холл, Х. Кихарова, В. Зут [и др.]: пер. с англ. М. Б. Гутерман; под ред. И. В. Кудрявцева, Д. М. Шура – М.: Машиностроение, 1978. – 232 с.
13. Исследование условий образования и развития холодных трещин в сварных соединениях высокопрочной стали методом акустической эмиссии / В. Ф. Мусияченко, Б. С. Касаткин, С. Л. Жданов [и др.] // Автоматическая сварка. – 1981. – № 7. – С. 5–7.

Поступила в редакцию 21.06.2016

ОЦЕНКА ТЕРМОСТОЙКОСТИ ТРЕХСЛОЙНОЙ СОТОВОЙ ПАНЕЛИ, ПОЛУЧЕННОЙ ИЗ СПЛАВА ЮИПМ-1200 СПОСОБОМ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКИ В ВАКУУМЕ

И. А. ГУСАРОВА¹, М. ПАРКО², А. М. ПОТАПОВ¹, Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО³, Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ³,
Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО³, В. Е. ФЕДОРЧУК³

¹ГП «Конструкторское бюро «Южное» им. М. К. Янгеля».

49008, г. Днепр, ул. Криворожская, 3. E-mail: info@yuzhnoye.com

²TECNALIA. Parque Tecnológico de San Sebastián Mikeletegi Pasealekua,

2 E-20009 Donostia-San Sebastián-Gipuzkoa (Spain). E-mail: maria.parco@tecnalia.com

³ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Разработка систем тепловой защиты представляет собой одну из важных технических проблем, которые необходимо решить при создании многоразовых космических кораблей. Металлические панели систем тепловой защиты должны состоять из отдельных плиток с индивидуальным креплением к силовой конструкции космического аппарата с поверхностной плотностью не более 10 кг/м^2 , способных многократно выдерживать длительные полеты и обеспечивать снижение температуры от 1100°C на внешней стенке до 200°C на внутренней. В работе представлены результаты по созданию технологии диффузионной сварки в вакууме трехслойной сотовой панели из экспериментального порошкового сплава ЮИПМ-1200. Изготовлены технологические образцы трехслойной сотовой панели из данного сплава и проведены их испытания в рабочем диапазоне температур. Библиогр. 7, рис. 11.

Ключевые слова: теплозащитные системы, металлическая трехслойная панель, порошковый жаростойкий сплав, диффузионная сварка в вакууме, термоциклические испытания

Разработка теплозащитных систем с наружной металлической трехслойной панелью для многоразовых космических аппаратов ведется в США и Европе, начиная с середины XX века, однако информации об их создании для наветренной части корпуса многоразовых космических аппаратов, сохраняющих работоспособность при эксплуатационных нагрузках в течение требуемого количества пусков, пока нет [1]. Создание такой теплозащиты позволит создать надежный многоразовый космический аппарат (МКА) и снизить стоимость выведения грузов на орбиту.

В Украине (ГП «КБ «Южное») разработана съемная многослойная теплозащитная конструкция (ТЗК) с наружной металлической трехслойной панелью, состоящая из отдельных плиток с индивидуальным креплением к силовой конструкции КА плотностью не более 10 кг/м^2 , способная многократно выдерживать длительные полеты и обеспечивать снижение температуры от 1100°C на внешней стенке до 200°C на внутренней [2]. Схема ТЗК с металлической наружной трехслойной панелью с U-образным стыком и плиточной теплоизоляцией показана на рис. 1. Металлическая наружная трехслойная панель с размерами в плане $300 \times 300 \text{ мм}$ состоит из верхней обшивки толщиной $0,5 \text{ мм}$, сотового заполнителя и нижней обшивки толщиной $0,1 \text{ мм}$.

Для изготовления наружной металлической структуры разработан специальный порошковый

жаростойкий сплав ЮИПМ-1200 на основе Ni–Cr с требуемым уровнем излучательной способности и стойкий в окислительной среде при сверхвысоких температурах, что позволяет отказаться от применения специальных покрытий [3].

Так как разработанный жаростойкий порошковый сплав ЮИПМ-1200 на основе Ni–Cr практически не имеет аналогов, представляет интерес разработка технологии изготовления трехслойной

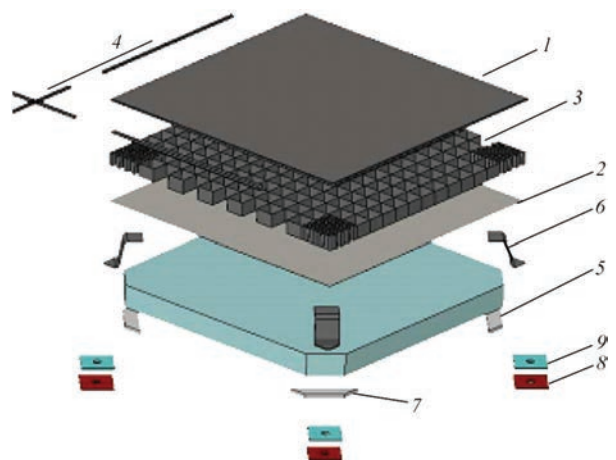


Рис. 1. Общий вид плитки ТЗК: 1 — верхняя обшивка панели; 2 — нижняя обшивка панели; 3 — сотовый заполнитель; 4 — U-образные выштамповки; 5 — теплоизоляция; 6 — Z-образные металлические стойки системы крепления; 7 — фетровая подложка; 8 — демпфирующая прокладка из термостойкой резины; 9 — термомост

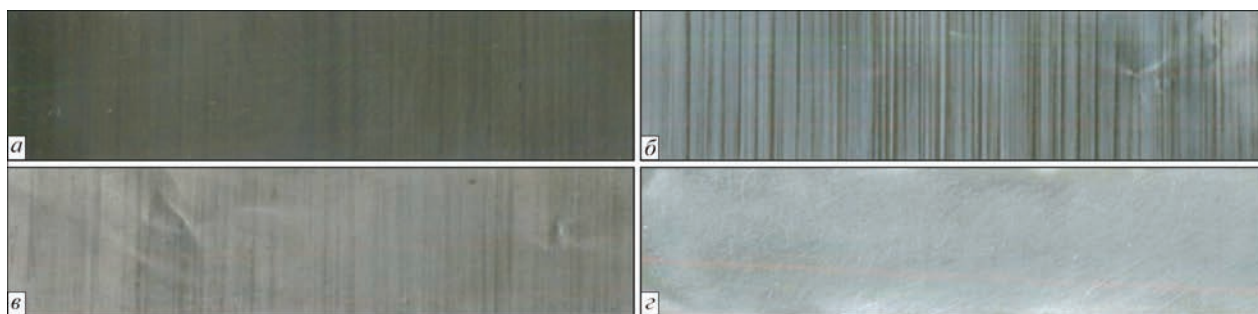


Рис. 2. Вид поверхности фольги из Ni–Cr жаропрочного сплава ЮИПМ-1200: а — вид фольги в исходном состоянии; б — химическое травление в растворе: 500 мл HNO_3 , 250 мл H_2SO_4 , 10 г NaCl; в — химическое травление в растворе 750 мл HCl, 250 мл HNO_3 ; з — механическая зачистка шлифовальной бумагой с зернистостью P1000

панели с сотовым наполнителем и изготовление ее технологического макета.

Так как существующее оборудование позволяет сваривать детали размером до 200 мм, то целью данной работы являлось изготовление технологического макета металлической трехслойной панели из сплава ЮИПМ-1200 с размерами 150×150 мм и проведение экспериментальных исследований функционирования макета ТЗК при термоциклировании в рабочем диапазоне температур.

Технологический процесс изготовления макета трехслойной панели включает следующие операции [4]:

- изготовление обшивок;
- изготовление заготовок для сотового наполнителя;
- формирование из заготовок профилированных лент;
- сварка сотового наполнителя;
- изготовление трехслойных панелей.

Изготовление обшивок и фольги для сотового наполнителя требуемых толщин проводили прокаткой по специально разработанной технологии на НПП «Рубин».

В исходном состоянии после прокатки на поверхности фольги из сплава ЮИПМ-1200 располагается плотная оксидная пленка (рис. 2, а). Для ее удаления рассматривали возможность применения химической или механической очистки.

Для снятия оксидной пленки с поверхности фольги применяли химические растворы: 500 мл HNO_3 + 50 мл H_2SO_4 + 10 г NaCl или 750 мл HCl + 250 мл HNO_3 [5]. Анализ состояния поверхности фольги после химического травления показал, что полной ее очистки не происходит (рис. 2, б, в).

Механическая очистка фольги с помощью мелкозернистой наждачной бумаги P1000 позволяет получить более чистую поверхность в сравнении с обработкой в химических растворах (рис. 2, з). В случае зачистки фольги на наждачной бумаге удается устранить дефекты, наблюдающиеся на ее поверхности, обусловленные неровностями на поверхности валков, которые используются при ее изготовлении. На поверхности фольги отсут-

ствуют загрязнения и цвета побежалости. В дальнейшем удаление оксидной пленки с поверхности фольги проводили методом механической очистки. После очистки фольгу промывали в воде для удаления мелкодисперсных частиц пыли и сушили на воздухе в течение 20...30 мин при температуре 30...40 °С. Порезку фольги для обеспечения требуемой точности по длине образца и отсутствия надрывов, заусенцев проводили в соответствии с ГОСТ 618-73.

Для производства сотовых конструкций широкое применение нашел метод прокатки в профилированных роликах [6], позволяющий с высокой производительностью получать гофрированные полосы. В соответствии с этим для формирования профилированной ленты сотового наполнителя было спроектировано и изготовлено специальное устройство (рис. 3, а).

Устройство состоит из двух зубчатых колес 1 и 2 с параметрами зубьев, соответствующими размеру ячейки сот. Ведущее колесо 1 находится на одной оси с ручкой 3, приводящей устройство в движение. Вид сформированной ленты сотового наполнителя представлен на рис. 3, б.

Как показали исследования, фольга из сплава ЮИПМ-1200 в состоянии поставки имеет значительный наклеп, обусловленный ее прокаткой. При изготовлении полосы сотового наполнителя в местах изгиба фольги в ряде случаев происходило образование трещин, причиной появления которых является изменение свойств материала вследствие наклепа.

Известно [7], что применение термической обработки в интервале температур 0,35...0,40 от температуры плавления сплава позволяет повысить его пластичность.

Установлено, что отжиг в вакууме в течение 20...30 мин при температуре 780...800 °С является достаточным для снятия наклепа с исследуемого сплава. После данной термической обработки пластичность сплава повышается, что позволяет предотвратить образование трещин при формировании ячеек сотового наполнителя.

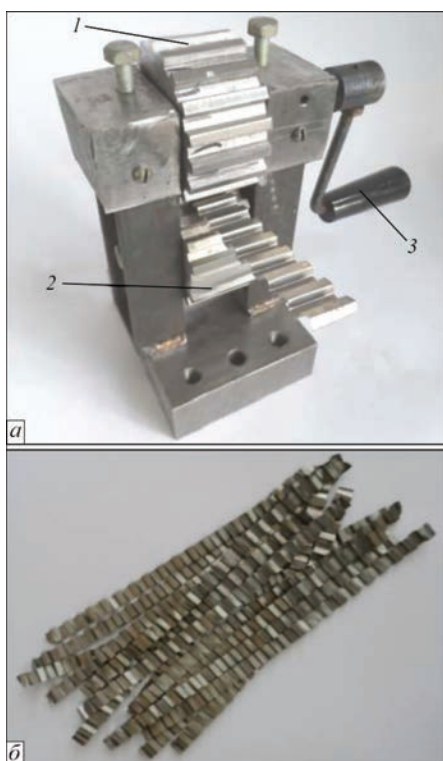


Рис. 3. Устройство для формирования ленты (а) и профилированная лента (б) (описание 1–3 см. в тексте)

Для получения сотового заполнителя из профилированных лент применяли точечную сварку (рис. 4). Поверхности профилированных лент перед их сборкой в блоки обезжировали спиртом. Ленты 1 устанавливали на электрод из графита 2, который изготавливали, исходя из габаритных размеров ячеек сот (рис. 4). После сжатия свариваемых участков металла через электрод 3 пропускали ток. Оптимальными параметрами процесса для данной толщины фольги является ток $I = 300$ мА, напряжение $U = 5$ В при диаметре электрода из меди диаметром 2 мм. Вид пакета сотового заполнителя размером 150×150 мм из сплава ЮИПМ-1200 на основе Ni–Cr представлен на рис. 5.

Экспериментальным путем установлено, что наилучшие условия для сварки сплава ЮИПМ-1200 обеспечивает применение верхнего электрода из меди, а нижнего из графита, что устраняет нежелательное прихватывание поверхности фольги к электродам. После сварки проводили шлифование торцевых поверхностей сотового заполнителя.

Для соединения сотового заполнителя и обшивок в трехслойную конструкцию применяли диффузионную сварку в вакууме. Сварку проводили в специально сконструированном и изготовленном приспособлении (рис. 6). Конструктивно приспособление (оснастка) для сварки трехслойной сотовой панели состоит из нижнего, верхнего фланцев и ограничивающей втулки (рис. 6, а). Фланцы обеспечивают в процессе сварки прижатие по всей площади контакта обшивок к сотовому заполни-

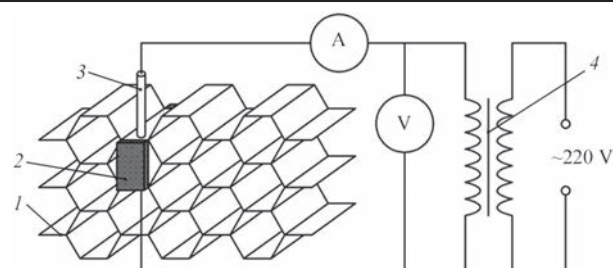


Рис. 4. Схема устройства для сварки сотового заполнителя из сплава Ni–Cr: 1 — профилированные ленты; 2 — электрод из графита; 3 — электрод из меди; 4 — трансформатор

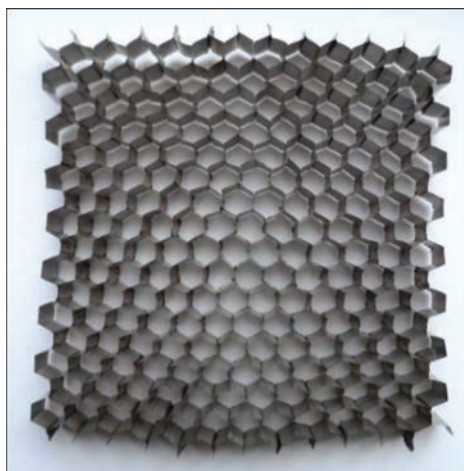


Рис. 5. Сотовый заполнитель, изготовленный из фольги сплава ЮИПМ-1200

телю, а ограничивающая втулка позволяет выровнять температурное поле в свариваемом изделии. На рис. 6, б представлен вид оснастки для сварки трехслойной сотовой панели в вакуумной камере установки диффузионной сварки.

На рис. 7 представлена схема рабочей камеры установки диффузионной сварки с размещенной в ней оснасткой. Для контроля температуры сварки предусмотрели возможность фиксации хромель-алюмелевой термопары в оснастке. Давление

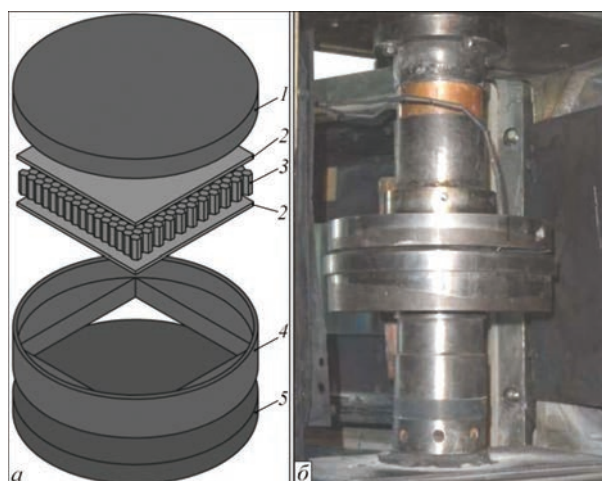


Рис. 6. Схематическое изображение оснастки для сварки трехслойных сотовых панелей (а) и рабочая камера с установленной в ней оснасткой (б): 1 — верхний фланец; 2 — обшивка; 3 — сотовый заполнитель; 4 — ограничивающая втулка; 5 — нижний фланец

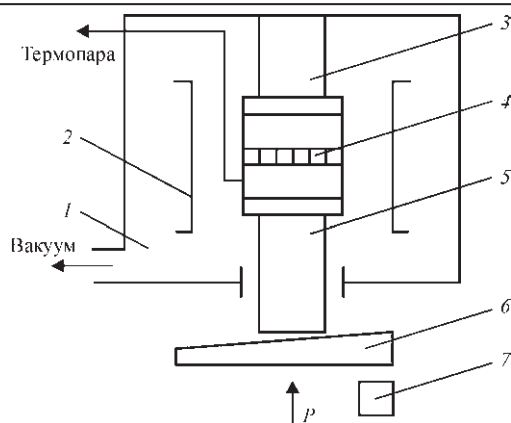


Рис. 7. Схема рабочей камеры с оснасткой: 1 — рабочая камера; 2 — нагреватель из молибдена; 3 — верхний шток; 4 — трехслойная панель, установленная в ограничивающую втулку; 5 — нижний шток; 6 — клин; 7 — пресс

к свариваемой детали прикладывали от пресса через клин 6 и нижний шток 5. Контроль величины давления осуществляли с помощью динамометра.

Нагрев оснастки с установленной в ней трехслойной сотовой панелью проводили со скоростью 25...30 °С/мин, после достижения температуры сварки к ней прикладывается давление. Выдержка при температуре сварки составляла 25...30 мин, после чего уровень приложенного давления снижали до нуля и проводили охлаждение до комнатной температуры в условиях вакуума.

Таким образом, были изготовлены технологические образцы макета трехслойной сотовой панели размером 150×150 мм, которые использовали для экспериментальных исследований. Толщина верхней обшивки трехслойной сотовой панели составляла 0,5 мм, нижней обшивки 0,1 мм, сотовый наполнитель изготовлен из фольги толщиной 0,03 мм.

Температурные режимы нагрева и охлаждения исследуемых образцов выбирали на основании теоретической температурной кривой на поверхности конструкции во время спуска МКА (рис. 8).

Максимальные рабочие температуры на поверхности трехслойной сотовой панели составляют 1100 °С. Для повышения надежности конструкций при их разработке закладывается 10 %-й запас жаростойкости. Поэтому первым этапом была отработка

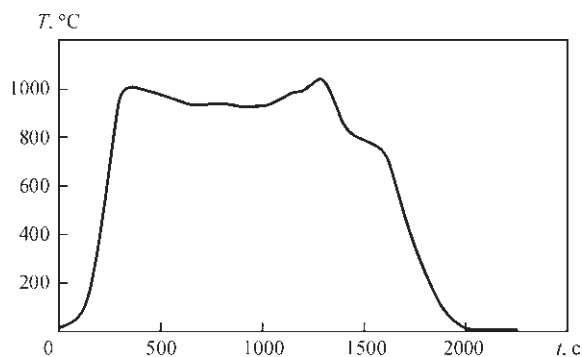


Рис. 8. Зависимость температуры на наружной поверхности ТЗК от времени

методики проведения испытаний и определение работоспособности конструкции при однократном воздействии температуры 1200 °С.

Испытания технологического образца трехслойной панели проводились с использованием лабораторной печи «СНОЛ». Перед началом испытаний печь разогревалась до температуры 1210 °С, после чего образец помещался в печь нижней обшивкой толщиной 0,1 мм вверх, верхняя обшивка толщиной 0,5 мм располагалась на нижней стенке печи. Производилась выдержка макета трехслойной панели в печи при температуре 1200 °С в течение 20 мин. Затем образец извлекался и охлаждался до температуры помещения. Время охлаждения составило 3 мин.

Внешний вид исследуемого образца до и после испытаний приведен на рис. 9. Верхняя обшивка толщиной 0,5 мм сохранила целостность. Обшивка толщиной 0,1 мм в процессе охлаждения деформировалась в местах сварки с сотами, в нескольких местах на ней образовались сквозные трещины. После полного охлаждения макета до температуры помещения обшивка толщиной 0,1 мм стала хрупкой, грани сот потеряли устойчивость и прочность в поперечном направлении.

Так как тонкослойные элементы конструкции толщиной 0,03 мм (соты) и 0,1 мм (нижняя обшивка) разрушаются при воздействии 1200 °С в течение 20 мин, термоциклирование следующего образца проводили в штатном диапазоне температур 20...1100 °С. Для моделирования штатных ус-

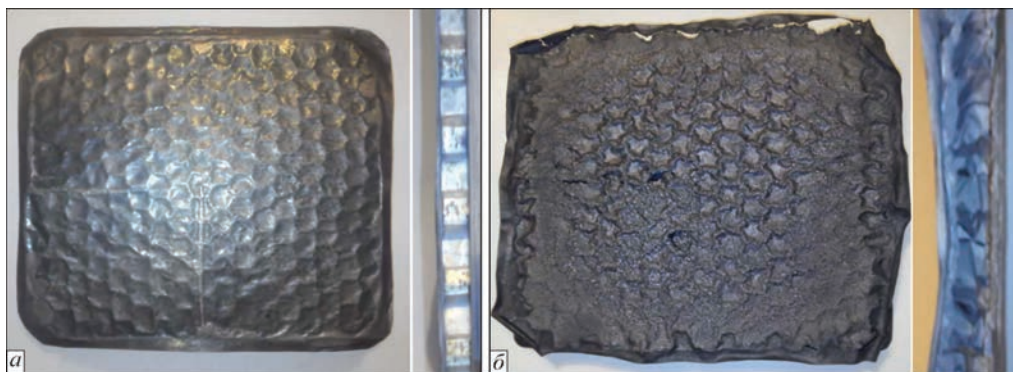


Рис. 9. Внешний вид трехслойной панели до (а) и после испытаний (б)



Рис. 10. Образец в теплоизоляционной ячейке: 1 — теплоизоляционная ячейка; 2 — наружная обшивка трехслойной металлической ТЗК; 3 — поддон для погружения в печь

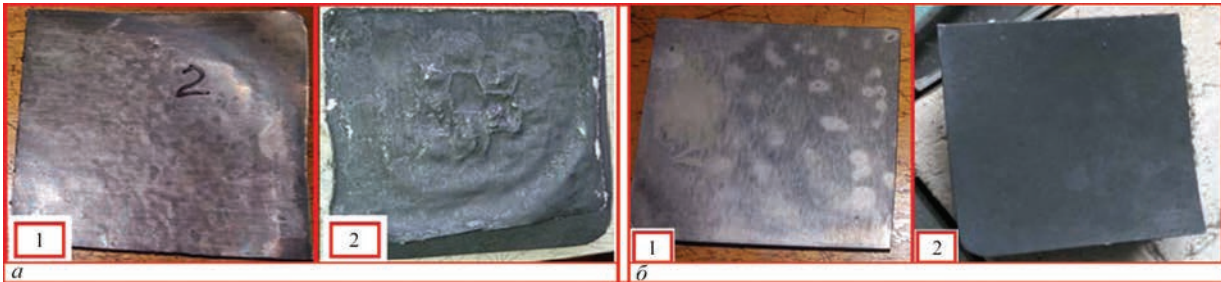


Рис. 11. Внешний вид нижней (а) и верхней (б) обшивок макета до термоциклирования (1) и после 11 термоциклов (2)

ловый эксплуатации образец помещался в специальную теплозащитную ячейку из волокнистой керамики, которая обеспечивала изоляцию торцов от воздействия прямых тепловых потоков, а также имитировала внутреннюю теплоизоляцию ТЗК, расположенную под нижней обшивкой панели (рис. 10). Количество термоциклов при испытаниях определялось целостностью конструкции при визуальном осмотре макета трехслойной наружной панели после каждого термоцикла.

Перед началом испытаний печь разогревалась до температуры 1150 °С, после чего образец помещался в печь и выдерживался в течение 20 мин при температуре 1100 °С. Образец извлекался вместе с теплоизоляционной ячейкой и охлаждался до температуры помещения (15 °С) за 11 мин, что соответствует времени охлаждения внешней поверхности летательного аппарата, полученного при теоретических расчетах (рис. 8).

После первого термоцикла на поверхности образца образовалась защитная оксидная пленка темно-серого цвета. Соты деформировались.

После проведения пятого термоцикла нижняя обшивка трехслойной металлической теплозащиты толщиной 0,1 мм деформировалась. После остывания остаточные деформации сохранились. После 11 термоцикла в месте соединения с сотовым наполнителем обнаружены сквозные дефекты по граням сот длиной 5 мм (рис. 11, а). Верхняя обшивка панели толщиной 0,5 мм осталась без видимых изменений формы и размеров (рис. 11, б).

Таким образом, термоциклирование макета трехслойной наружной панели теплозащитной конструкции из сплава ЮИПМ-1200 в рабочем диапазоне температур показали, что эле-

менты конструкции толщиной 0,5 мм сохраняют работоспособность в течение 11 термоциклов в заданном режиме. Более тонкие элементы конструкций деформируются и разрушаются после термоциклирования.

Для обеспечения нормального функционирования конструкции при штатных тепловых потоках необходимо увеличить толщину конструктивных элементов (более 0,1 мм) и скорректировать параметры сварки трехслойных конструкций.

Работы выполнены в рамках проекта LightTPS РП7 № 607162.

1. Tumino G. European Development and Qualification Status and Challenges in Hot Structures and Thermal Protection Systems for Space Transportation Concepts / G. Tumino // Hot Structures and Thermal Protection Systems for Space Vehicles: Proceedings of the 4th European Workshop, (Palermo, Italy, 26–29 Nov. 2002). – Paris: European Space Agency, 2003. – P. 39–43.
2. Пат. 91891 Україна, МПК B64G 1/58, B64C 1/38, B64C 3/36. Багатошарова теплозахисна система багаторазового космічного апарату / А. М. Потапов, Е. І. Шевцов, В. Г. Тихий, І. А. Гусарова, В. В. Скороход, Г. А. Фролов, В. П. Солнцев; власник Державне підприємство «Конструкторське бюро «Південне» ім. Н. К. Янгеля». – № 201313658; заявл. 25.11.2013; опубл. 25.07.2014, Бюл. № 14.
3. Пат. 108096 Україна, МПК C22C 19/05, B22F 3/16, B22F 3/12, B22F 1/00. Спосіб одержання жаростійкого сплаву на основі ніхрому / В. В. Скороход, В. П. Солнцев, Г. А. Фролов, А. М. Потапов, В. Г. Тихий, І. А. Гусарова, Ю. М. Литвиненко; власник Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України. – № 201211691; заявл. опубл. 09.10.2012; 27.01.2014, Бюл. № 2.
4. Bitzer T. N. Honeycomb Technology. Materials, Design, Manufacturing, Applications And Testing / T. N. Bitzer. – New York: Chapman & Hall, 1997. – 233 p.
5. Баранова Л. В. Металлографическое травление металлов и сплавов. Справ. изд. / Л. В. Баранова, Э. Л. Демина – М.: Металлургия, 1986. – 256 с.
6. Qiuming Zhang. Microstructural evolution and mechanical properties of a nickel-based honeycomb sandwich / Qiuming Zhang, Xiaodong He // Materials characterization. – 2009. – Vol. 60, № 3. – P. 178–182.
7. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик. – М.: Металлургия, 1978. – 567 с.

Поступила в редакцию 06.10.2016

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ СВАРОЧНОГО КОНТУРА ПРИ РОБОТИЗИРОВАННОЙ ДУГОВОЙ СВАРКЕ ПЛАВЯЩИМСЯ ЭЛЕКТРОДОМ

Г. А. ЦЫБУЛЬКИН

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

В статье исследуется математическая модель динамических процессов, протекающих в сварочном контуре при роботизированной дуговой сварке плавящимся электродом в среде защитного газа. Сварочный контур рассматривается как самостабилизирующаяся система с обратной связью по скорости плавления электрода. В отличие от известных математических моделей в исследуемой модели учитывается зависимость скорости плавления электрода от текущих значений сварочного тока и напряжения на дуге. Основной целью статьи является изучение реакции сварочного контура на внешние возмущения, возникающие в процессе дуговой сварки. В рамках разработанной модели установлены критерии асимптотической устойчивости, которые в дополнение к уже известным критериям налагают определенные ограничения на параметры самого режима дуговой сварки, что важно с практической точки зрения. С помощью компьютерного моделирования проиллюстрировано хорошее соответствие этой модели реальным процессам, протекающим в сварочном контуре. Библиогр. 14, рис. 4.

Ключевые слова: роботизированная дуговая сварка, плавящийся электрод, сварочный контур, математическая модель, устойчивость сварочных процессов

Для построения эффективных алгоритмов адаптивного управления роботизированной дуговой сваркой плавящимся электродом необходимо располагать по возможности точной и в то же время достаточно простой математической моделью динамических процессов, протекающих в сварочном контуре. В качестве одной из таких моделей используется следующая система уравнений [1, 2]:

$$\left. \begin{aligned} (L_1 + L_2) \frac{di}{dt} + (R_1 + R_2)i &= u_x - u_a(i, l), \\ u_a(i, l) &= u_0 + El + S_a i, \\ l &= H - h, \\ h &= h_0 + \int_0^t (v_e - v_m) dt, \\ v_m &= Mi. \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

В этих уравнениях и на рис. 1 $i = i(t)$ — ток сварки; L_1, R_1, u_x, u_s — индуктивность, внутреннее сопротивление, напряжение холостого хода и напряжение на выходных клеммах источника сварочного тока (ИСТ), соответственно; L_2 — индуктивность контура, образованного подводящими проводами; R_2 — суммарное сопротивление вылета электрода, подводящих проводов, скользящего контакта в мундштуке горелки и части свариваемого изделия; $u_a = u_a(l, i)$ — напряжение на дуге; u_0 — сумма приэлектродных падений напряжения; $l = l(t)$ — длина дуги; $E = \partial u_a / \partial l$ — напряженность электрического поля в столбе дуги; $S_a = \partial u_a / \partial i$ — тангенс угла наклона статической

вольт-амперной характеристики дуги в окрестности рабочей точки сварки; $H = \text{const}$ — расстояние между торцом токоподводящего мундштука и свободной поверхностью сварочной ванны; $h_0, h = h(t)$ — начальное и текущее значения вылета электрода; $v_e = \text{const}, v_m = v_m(t)$ — скорости подачи и плавления электрода, соответственно; $M = \partial v_m / \partial i$ — крутизна токовой характеристики плавления электрода; t — текущее время.

Математическая модель (1) успешно используется при решении задач геометрической адаптации, т. е. адаптации сварочного автомата или робота к непредвиденным отклонениям сварочного инструмента от осевой линии свариваемого соединения непосредственно в процессе дуговой сварки [2–4]. Между тем, остается пока неясным, насколько эффективным будет применение этой модели при решении иного рода задач, в частности, задачи адаптивного управления самими режимами дуговой сварки. Дело в том, что в модели

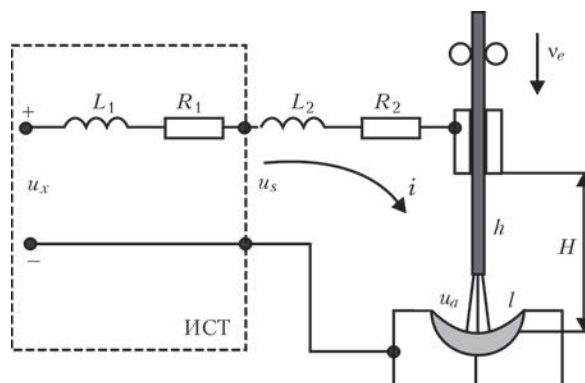


Рис. 1. Схема сварочного контура

(1) не учитывается зависимость скорости плавления электрода $v_m(t)$ от текущего значения напряжения на дуге $u_a(t)$. Основным доводом в пользу такого упрощения послужило то, что расстояние H между торцом горелки и свариваемым изделием при роботизированной дуговой сварке, в отличие от ручной сварки, поддерживается постоянным. Считалось, что и напряжение $u_a(t)$ при этом мало изменяется, а значит, и мало влияет на скорость плавления электрода. Поэтому расчетное среднее значение u_a фактически включалось в обобщенный параметр $M = \text{const}$, который и фигурирует в последнем уравнении системы (1). Заметим, что вместо равенства $v_m = Mi$ иногда (при больших сварочных токах) используют соотношение $v_m = Mi + Nhi^2$, где $N = \text{const}$ [3–6]. Но и в этом соотношении не учитывается текущее значение напряжения на дуге $u_a(t)$.

Скорость плавления электрода $v_m(t)$, как известно [7, 8], пропорциональна мощности электрической энергии, поступающей в дуговой промежуток, т. е. пропорциональна произведению $u_a(t)$ на $i(t)$. С другой стороны, в силу известного эффекта саморегулирования дуги, скорость $v_m(t)$ в установившемся режиме равна скорости подачи электрода v_e , т. е. $v_m(t) = v_e = \text{const}$. Следовательно, любые изменения $u_a(t)$ непременно будут приводить к соответствующим изменениям $i(t)$. Принимая это во внимание, уточним математическую модель (1), вводя вместо приближенного равенства $v_m = Mi$ более верное соотношение

$$v_m = Ku_a i. \quad (2)$$

Постоянный коэффициент K в этом соотношении включает электрические, теплофизические и геометрические характеристики плавящегося электрода. Его нетрудно рассчитать, если известны эти характеристики, или определить экспериментально. Кроме того, с помощью коэффициента K достаточно просто учесть ту часть электрической энергии, которая непосредственно расходуется на расплавление электрода.

Исключая переменные u_a , h , v_m из новой системы уравнений (т. е. из системы (1) с учетом равенства (2)), сведем ее к двум дифференциальным уравнениям относительно переменных i и l :

$$\left. \begin{aligned} L \frac{di}{dt} &= -R_w i - El + u_x - u_0, \\ \frac{dl}{dt} &= K(u_0 i + Eli + S_a i^2) - v_e, \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

где

$$L = L_1 + L_2, \quad R_w = R_1 + R_2 + S_a. \quad (4)$$

Нетрудно увидеть, что система уравнений (3) нелинейная. Важно проверить, при каких услови-

ях динамические процессы, описываемые этими уравнениями, будут иметь устойчивый характер.

Условия устойчивости сварочного процесса.

Найдем соотношения между параметрами сварочного контура и режима дуговой сварки, гарантирующие установившиеся (стационарные) режимы. Внесем с этой целью в уравнения (3) вместо переменных i и l постоянные величины i_∞ и l_∞ . В результате получим уравнения

$$\left. \begin{aligned} -R_w i_\infty - El_\infty + u_x - u_0 &= 0, \\ K(u_0 i_\infty + El_\infty i_\infty + S_a i_\infty^2) - v_e &= 0, \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

из которых находим:

$$l_\infty = \frac{u_x - u_0}{E} - \frac{R_w}{E} i_\infty, \quad (6)$$

$$R_+ i_\infty^2 - u_x i_\infty + \frac{v_e}{K} = 0, \quad (7)$$

где

$$R_+ = R_w - S_a = R_1 + R_2. \quad (8)$$

Легко проверить, что при выполнении условия

$$v_e < \frac{Ku_x^2}{4R_+} \quad (9)$$

корни квадратного уравнения (7) вещественны и положительны. Следовательно, если справедливо неравенство (9) и обеспечено ограничение $0 < l(t) < l_k$, где l_k — критическое значение длины дуги, при котором происходит ее обрыв, то непременно существуют стационарные режимы дуговой сварки.

Заменим в дифференциальных уравнениях (3) переменные i и l суммами $i = i_\infty + \xi$ и $l = l_\infty + \lambda$, где ξ и λ — отклонения текущих значений сварочного тока i и длины дуги l от соответствующих установившихся значений $i_\infty = \lim_{t \rightarrow \infty} i(t)$ и $l_\infty = \lim_{t \rightarrow \infty} l(t)$. Ограничиваясь членами, содержащими переменные ξ и λ в первой степени, и учитывая равенства (5), получим систему дифференциальных уравнений первого приближения:

$$\left. \begin{aligned} L \frac{d\xi}{dt} &= -R_w \xi - E\lambda, \\ \frac{d\lambda}{dt} &= K[u_x - (R_w - 2S_a)i_\infty]\xi + KEi_\infty \lambda. \end{aligned} \right\}$$

Исключив из этой системы переменную λ , придем к одному дифференциальному уравнению относительно ξ :

$$\begin{aligned} L \frac{d^2 \xi}{dt^2} + (R_w - KEli_\infty) \frac{d\xi}{dt} + \\ + KE(u_x - 2R_+ i_\infty) \xi = 0. \end{aligned} \quad (10)$$

Задача об устойчивости режима дуговой сварки сводится, таким образом, к исследованию устойчивости нулевого (тривиального) решения $\xi = 0$.

Известно [9], что для устойчивости процесса, описываемого обыкновенным дифференциальным уравнением второго порядка, необходимо и достаточно, чтобы все его коэффициенты были положительны (критерий Стодолы). Значит, переменная $\xi = i - i_\infty$ в уравнении (10) при $t \rightarrow \infty$ будет стремиться к нулю, если верны следующие неравенства:

$$R_w > 0, R_w - KELi_\infty > 0, u_x - 2R_+i_\infty > 0. \quad (11)$$

Первое неравенство в (11) означает, что алгебраическая сумма $R_w = R_1 + R_2 + S_a$ должна быть положительной. Это известный критерий Кауфмана–Никитина [10–14]. Сопротивление R_1 , входящее в эту сумму, по существу является абсолютной величиной углового коэффициента вольт-амперной характеристики ИСТ. Следовательно, $R_1 = |-\partial u_s / \partial i| > 0$. Угловой коэффициент $S_a = \partial u_a / \partial i$, как известно [7, 8], может быть и положительным, и отрицательным. Если $S_a \geq 0$, то и $R_w > 0$. Если же $S_a < 0$, то для выполнения условия $R_w > 0$ необходимо, чтобы согласно (4) и (8) имело место неравенство

$$R_+ - |S_a| > 0. \quad (12)$$

Второе и третье условия в (11) налагают ограничения на индуктивность L и на соотношение между параметрами режима дуговой сварки u_x и i_∞ . Запишем эти условия в следующем виде:

$$L < \frac{R_w}{KEi_\infty}, \frac{u_x}{i_\infty} > 2R_+. \quad (13)$$

Итак, для того чтобы процесс, описываемый уравнением первого приближения (10), был асимптотически устойчив, необходимо и достаточно, чтобы выполнялись условия (9), (12), (13). Если указанные условия выполняются и возмущающие воздействия достаточно малы, то, согласно известной теореме Ляпунова [9], процесс, описываемый исходными нелинейными уравнениями (3), также асимптотически устойчив.

Реакция сварочного контура на внешние воздействия. Сварочный контур, включающий электрическую дугу, плавящийся электрод, подаваемый в процессе сварки с определенной скоростью v_e , и источник сварочного тока ИСТ, с точки зрения теории автоматического управления представляет собой, как известно [2, 7], замкнутую систему с внутренней обратной отрицательной связью по скорости плавления электрода. Благодаря этой обратной связи система сама (без специальных устройств) осуществляет стабилизацию скорости плавления электрода v_m на уровне заданной скорости подачи электрода v_e .

О стабилизирующих свойствах сварочного контура, в том числе о быстроте и точности отработки входных воздействий, обычно судят по его

реакции на эти воздействия. Изучая реакцию математической модели (3) на аналогичные воздействия, можно оценить степень ее соответствия (адекватности) реальным процессам, протекающим в сварочном контуре, и, в частности, сравнить между собой модели (3) и (1).

Для такого рода верификации модели (3) проведем имитационный эксперимент на ЭВМ. Пусть требуется осуществлять дуговую сварку в среде защитного газа плавящимся электродом, диаметр которого равен 1 мм. Ток сварки $i_\infty \approx 150$ А, длина дуги $l_\infty \approx 4$ мм. Значения параметров сварочного контура: $L = 4 \cdot 10^{-4}$ Гн, $R_1 = 0,025$ Ом, $R_2 = 0,01$ Ом, $H = 17$ мм, $u_0 = 16$ В, $E = 2$ В/мм, $S_a = 0,005$ В/А, $K = 0,012$ мм/(А·В·с).

Напряжение u_x можно рассчитать, используя уравнение (6): $u_x = EI_\infty + u_0 + R_w i_\infty = 2 \cdot 4 + 16 + 0,04 \cdot 150 = 30$ В. Скорость подачи электрода v_e определим из уравнения (7): $v_e = Ki_\infty(u_x - R_+ i_\infty) = 0,012 \cdot 150 \cdot (30 - 0,035 \cdot 150) \approx 45$ мм/с.

Подставляя эти значения в выражения (8), (12) и (13)

$$v_e < \frac{0,012 \cdot 30^2}{4 \cdot 0,035} \approx 77 \text{ мм/с},$$

$$R_+ - |S_a| = 0,035 - 0,005 = 0,030 > 0,$$

$$L < \frac{0,04}{0,012 \cdot 2 \cdot 150} \approx 1 \cdot 10^{-2} \text{ Гн},$$

$$\frac{30}{150} > 2 \cdot 0,035 \rightarrow 0,2 > 0,07,$$

убеждаемся, что условия устойчивости выбранного нами режима дуговой сварки выполняются с «запасом».

В качестве типовых возмущающих воздействий используем ступенчатые изменения (скачки) напряжения холостого хода Δu_x и скорости подачи электрода Δv_e :

$$u_x(t) = \begin{cases} u_x, & t < t_*, \\ u_x + \Delta u_x, & t \geq t_*, \end{cases}$$

$$v_e(t) = \begin{cases} v_e, & t < t_*, \\ v_e + \Delta v_e, & t \geq t_*. \end{cases}$$

Здесь t_* — момент возникновения соответствующих воздействий.

Результаты эксперимента представлены на рис. 2, 3. На этих рисунках сплошными линиями изображены процессы, описываемые уточненной математической моделью (3), а штриховыми — процессы, описываемые исходной моделью (1).

Графики, приведенные на рис. 2, отражают реакцию сварочного контура на скачок напряжения $\Delta u_x = 3$ В. На этом рисунке отчетливо видно, что в момент скачка (при $t_* = 3$ с) почти мгновенно увеличивается ток сварки $i(t)$ и скорость плавления элект-

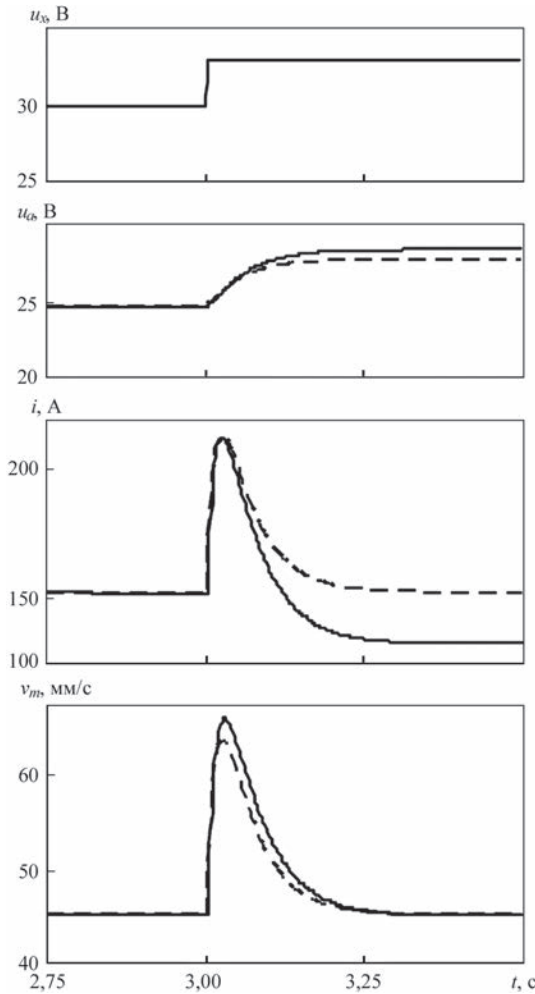


Рис. 2. Реакция сварочного контура на возмущение $\Delta u_x = 3$ В рода $v_m(t)$ (скорость увеличения $i(t)$ и $v_m(t)$ тем больше, чем меньше соотношение L/R_+). Напряжение же на дуге $u_a(t)$ увеличивается значительно медленнее и тем медленнее, чем больше электросварочная постоянная времени $T_w \approx R_w/[KE(u_x - 2R_+i_\infty)]$. Расчетное значение $T_w \approx 0,085$ с. Затем ток $i(t)$ и скорость $v_m(t)$ также медленно уменьшаются. После завершения переходного процесса (спустя время $\tau \approx 3T_w$) переменные $i(t)$ и $u_a(t)$ принимают новые значения, причем $u_a(t)$ становится больше, а $i(t)$ меньше по сравнению с их значениями до возмущения Δu_x . Скорость же плавления $v_m(t)$ устанавливается равной скорости подачи электрода v_e .

Графики, приведенные на рис. 3, отражают реакцию тех же переменных $u_a(t)$, $i(t)$ и $v_m(t)$ на скачок скорости подачи электрода $\Delta v_e = 5$ мм/с. Здесь картина совершенно иная. Прежде всего изменение всех переменных происходит медленно (со скоростью, определяемой параметром T_w). После же завершения переходных процессов устанавливаются новые значения всех переменных, включая и $v_m(t)$, соответствующие новой скорости подачи электрода $v_e + \Delta v_e$.

Существенное различие в скорости реакции сварочного контура на возмущения Δu_x и Δv_e легко

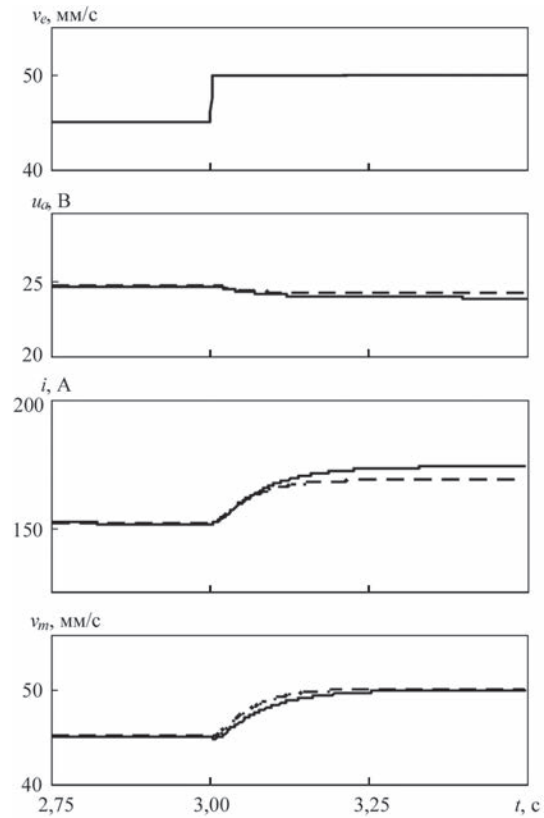


Рис. 3. Реакция сварочного контура на возмущение $\Delta v_e = 5$ мм/с понять, если проследить пути прохождения этих возмущений от точек их приложения до точек измерения переменных $i(t)$, $u_a(t)$, $v_m(t)$ (см. структурную схему на рис. 4). Здесь уместно заметить, что указанное различие часто упускается из виду, а между тем его учет при разработке тех или иных способов импульсно-дуговой сварки может оказаться определяющим.

Сопоставляя между собой переходные процессы, изображенные на рис. 2, 3 сплошными и штриховыми линиями, обнаруживаем, что реакции сварочного тока $i(t)$ на одно и то же возмущение Δu_x существен-

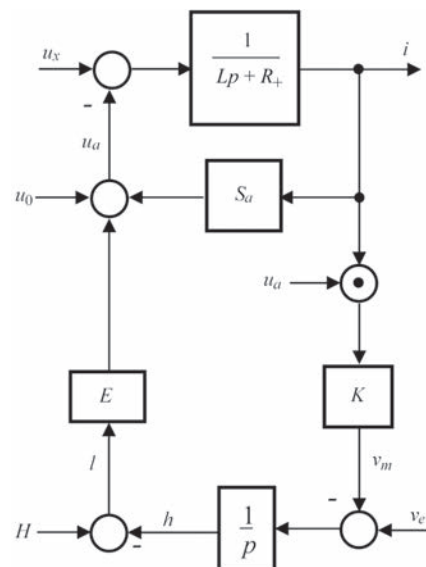


Рис. 4. Структурная схема сварочного контура

но разнятся. Как раз этот факт и свидетельствует о том, что в математической модели (3), в отличие от модели (1), учитывается зависимость скорости плавления электрода $v_m(t)$ не только от текущего значения сварочного тока $i(t)$, но и от текущего значения напряжения на дуге $u_a(t)$.

В заключение заметим, что результаты имитационного эксперимента вполне согласуются с экспериментальными данными, приведенными в работах [7, 14] и демонстрируют довольно хорошее соответствие математической модели (3) реальным динамическим процессам, протекающим в сварочном контуре при дуговой сварке плавящимся электродом.

Выводы

1. Математическая модель (3), по сравнению с моделью (1), более точно отражает существенные стороны динамических процессов. Следовательно, она дает возможность извлечь и более точную информацию об этих процессах, необходимую как при углубленном изучении рассматриваемых процессов, так и при решении задач адаптивного управления этими процессами.

2. Критерии устойчивости (9), (12) и (13), установленные на основе математической модели (3), в дополнение к уже известным критериям, налагают определенные ограничения на параметры самого режима дуговой сварки, что особенно ценно в практическом отношении.

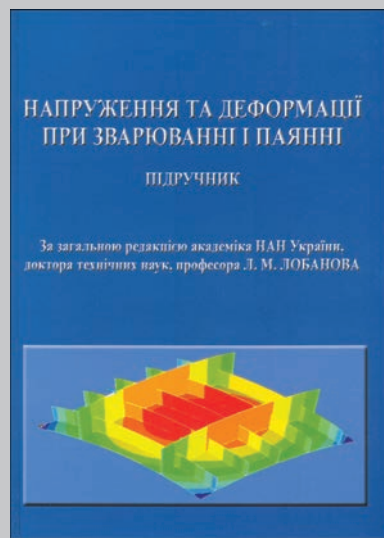
1. Pan J. Arc welding control / J. Pan. – Woodhead Publishing Ltd, 2003. – 601 p.
2. Цыбулькин Г. А. Адаптивное управление в дуговой сварке / Г. А. Цыбулькин. – К.: Сталь, 2014. – 171 с.
3. Sugitani Y. Making Best Use of the Arc Sensor / Y. Sugitani // Journal of the Japan welding society. – 2000. – Vol. 69, № 2. – P. 46–50.
4. Ushio M. Sensors in Arc Welding / M. Ushio // Transactions of JWRI. – 1991. – Vol. 20, № 2. – P. 157–163.
5. Судник В. А. Математическая модель источника теплоты при дуговой сварке плавящимся электродом в смеси защитных газов. Часть 1. Нормальный процесс / В. А. Судник, А. В. Иванов // Сварочное производство. – 1998. – № 9. – С. 3–9.
6. Коринец И. Ф. Математическая модель плавления электродной проволоки при дуговой сварке / И. Ф. Коринец // Автоматическая сварка. – 1995. – № 10. – С. 39–43.
7. Патон Б. Е. Электрооборудование для дуговой и шлаковой сварки / Б. Е. Патон, В. К. Лебедев. – М.: Машиностроение, 1966. – 359 с.
8. Лесков Г. И. Электрическая сварочная дуга / Г. И. Лесков. – М.: Машиностроение, 1970. – 330 с.
9. Барбашин Е. А. Введение в теорию устойчивости / Е. А. Барбашин. – М.: Наука, 1967. – 223 с.
10. Финкельбург В. Электрические дуги и термическая плазма / В. Финкельбург, Г. Меккер. – М.: Изд-во иностр. литературы, 1961. – 370 с.
11. Никитин В. П. Электрические машины и трансформаторы для дуговой сварки / В. П. Никитин. – М.; Л.: Энергоиздат, 1934. – 260 с.
12. Цыбулькин Г. А. О влиянии малых параметров на устойчивость процесса дуговой сварки плавящимся электродом / Г. А. Цыбулькин // Автоматическая сварка. – 2008. – № 6. – С. 29–32.
13. Дюргеров Н. Г. Устойчивость системы саморегулирования дуги при механизированной и автоматической сварке / Н. Г. Дюргеров, Х. Н. Сагиров // Сварочное производство. – 2009. – № 2. – С. 13–14.
14. Автоматизация сварочных процессов; под ред. В. К. Лебедева, В. П. Черныша. – К.: Вища школа, 1986. – 296 с.

Поступила в редакцию 06.09.2016

Напруження та деформації при зварюванні і паянні: підручник / Л. М. Лобанов, Г. В. Єрмолаєв, В. В. Квасницький, О. В. Махненко, Г. В. Єгоров, А. В. Лабарткава; під загальною редакцією акад. Л. М. Лобанова. – Миколаїв: НУК, 2016. – 248 с.

Розглянуто механізми та основні причини утворення напружень і деформацій при зварюванні і паянні, чинники, які впливають на їх величину. Наведено інженерні і комп'ютерні методи розрахунку загальних і місцевих деформацій та моделювання напружено-деформованого стану у вузлах і конструкціях різного типу, а також методи їх регулювання.

Призначено для студентів технічних університетів, що вивчають зварювання і споріднені процеси. Може бути корисним дипломникам, магістрантам, аспірантам, інженерам та фахівцям, які займаються проектуванням і виготовленням зварних конструкцій.



УДК 621.791:[613.64:57]

СТЕНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ЭЛЕКТРОСВАРКИ БИОЛОГИЧЕСКИХ ТКАНЕЙ*

Г. С. МАРИНСКИЙ¹, А. В. ЧЕРНЕЦ¹, В. А. ТКАЧЕНКО¹, Д. А. ГРАБОВСКИЙ¹,
С. Е. ПОДПРЯТОВ^{1,2}, Е. Г. ЛОПАТКИНА¹, С. С. ПОДПРЯТОВ², С. В. ТКАЧЕНКО¹, С. Г. ГИЧКА³

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

²Киевский городской центр электросварочной хирургии.

02091, г. Киев, Харьковское шоссе, 121. E-mail: sepodpryatov@yahoo.com

³Киевская городская клиническая больница № 1. 02091, г. Киев, Харьковское шоссе, 121.

Приведено описание универсального лабораторного комплекса для исследований поведения биологических тканей при воздействии на них токов высокой частоты в условиях, соответствующих сварке живых тканей по различным алгоритмам. Данный комплекс позволяет изучать влияние на поведение и изменение структуры биологических тканей различных конструктивных особенностей инструмента и технологических параметров процесса сварки. На данном оборудовании оптимально проводить отработку новых технологических схем, параметров и программных продуктов, ориентированных на конкретные хирургические методики. В качестве примера представлены результаты экспериментов по сварке стенок желудка и тонкой кишки свиньи при импульсной и непрерывной подаче напряжения частотой 440 кГц в условиях, соответствующих электросварке биологических тканей. Библиогр. 10, рис. 10.

Ключевые слова: высокочастотная сварка, биологические ткани, универсальный исследовательский стенд, алгоритмы сварки, структуры биологических тканей

Дальнейшее развитие технологии и оборудования для высокочастотной сварки биологических тканей, которая находит все большее применение в медицинской практике [1–7], неразрывно связаны с комплексными исследованиями влияния различных технологических параметров на поведение и изменения структуры этих тканей, которые и образуют сварное соединение при прохождении через них тока высокой частоты.

Для проведения таких исследований авторами был разработан специализированный комплекс (рис. 1), который позволяет изучать в лабораторных условиях при минимальных затратах закономерности прохождения токов высокой частоты в зависимости от типа биологической ткани, а также поведение тканей различного типа при про-

хождении через них токов высокой частоты по самым разнообразным алгоритмам. Данный комплекс позволяет изучать влияние на поведение и изменение структуры биологических тканей различных конструктивных особенностей и технологических параметров, таких как, например, материал, форма, размеры и масса электродов, удельного давления в условиях переменных энергетических параметров процесса сварки и т.п. На данном оборудовании оптимально проводить отработку новых технологических схем, параметров и программных продуктов, ориентированных на конкретные хирургические методики.

Возможно проведение и других исследований, таких как изучение действия токов высокой частоты на гидратацию биологических тканей раз-

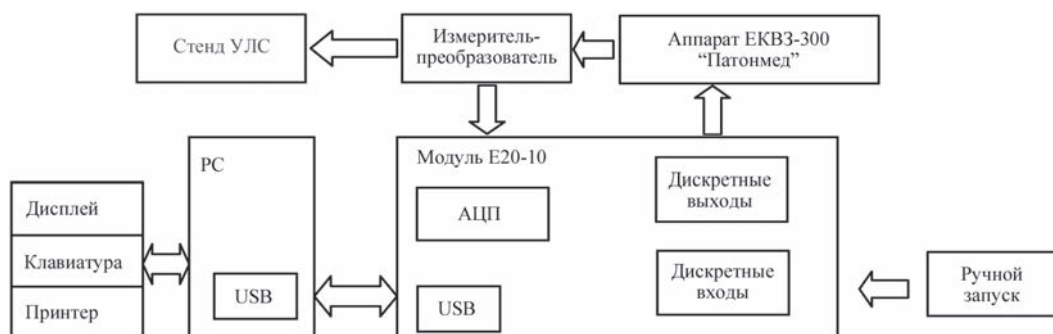


Рис. 1. Функциональная блок-схема исследовательского комплекса

*В работе принимали участие сотрудники Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины: В. А. Васильченко, Ю. З. Буряк, В. К. Сердюк, А. М. Александров, Р. Г. Семенов.

© Г. С. Маринский, А. В. Чернец, В. А. Ткаченко, Д. А. Грабовский, С. Е. Подпрятков, Е. Г. Лопаткина, С. С. Подпрятков, С. В. Ткаченко, С. Г. Гичка, 2016



Рис. 2 Внешний вид универсального лабораторного стенда при работе с плоскими и кольцевыми электродами

личного типа и характер нагрева тканей при прохождении через них токов высокой частоты по различным алгоритмам.

Базовым элементом данного комплекса служит универсальный лабораторный стенд (УЛС), куда помещается объект исследований (образцы биологической ткани) (рис.2). Конструкция стенда позволяет использовать электроды различной конфигурации при регулируемом и заранее заданном давлении на ткань.

Особенностью УЛС является наличие сменных электродов (рис. 3), что обеспечивает чрезвычайную гибкость при проведении экспериментов по выбору конструкции, геометрии, материалов и покрытий при проектировании и изготовлении электрохирургического инструментария. Как известно, давление на ткань является одним из важнейших технологических параметров в процессе сварки живых тканей. В данном исследовательском комплексе регулируемое, заранее заданное и повторяющееся от эксперимента к эксперименту давление электродов на ткань обеспечивается системой рычагов и стандартных грузов в пределах 0...160 Н.

Источником питания служит адаптированный к условиям экспериментов аппарат для сварки живых тканей ЕКВЗ-300, конструкция которого позволяет

выдавать сигналы по самым различным алгоритмам [8–10]. Ток от источника питания проходит через модуль измерителей-преобразователей (рис. 4), который обеспечивает гальваническую развязку силовых и измерительных цепей. Сигналы напряжения и тока высокой частоты предварительно масштабируются, выпрямляются, после чего проходят аппаратную фильтрацию фильтром низкой частоты с заданными параметрами (на схеме фильтр показан упрощенно). Настройка фильтра зависит от рабочей частоты аппарата.

Модуль Е20-10 — это модуль быстродействующего аналого-цифрового преобразования с USB 2.0 интерфейсом производства компании «L-Card». Он обеспечивает динамическую регистрацию значений тока и напряжения в процессе воздействия ВЧ на живые ткани. Имеется возможность задавать частоту дискретизации и динамический диапазон измеряемых аналоговых величин с помощью специальных программ. Для достижения компромисса между достоверностью полученных данных и размером файла данных выбирается оптимальное значение количества измерений в секунду. При регистрации коротких процессов можно увеличивать частоту опроса. Оборудование позволяет производить измерения с частотой до 5 МГц. При лабораторных исследованиях использовалась величина порядка 1000 измерений в секунду (1 КГц).

Модуль дискретного вывода находится в одном корпусе с АЦП (Е20-10), но функционально имеет другое назначение. С помощью этого модуля формируются служебные сигналы управления коагулятора, сигналы на реле переключения источников и т. д. Модуль дискретного ввода позволяет, при необходимости, запускать процесс в ручном режиме. Устройство (АЦП Е20-10) подключено к компьютеру с помощью USB кабеля и использует стандартные драйвера Windows.

Электрические параметры процесса фиксации с помощью аналого-цифрового преобра-

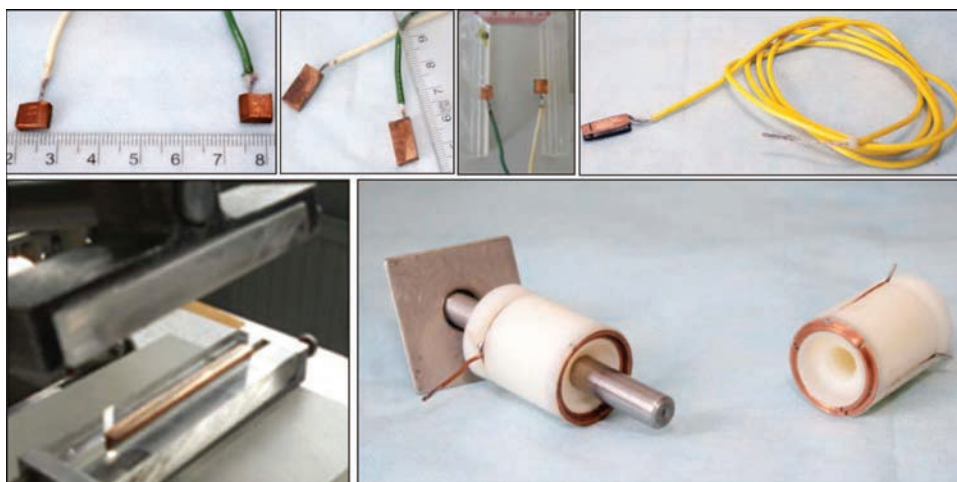


Рис. 3. Электроды различной конструкции и геометрии, применяемые на УЛС

зователя L-Card E20-10, персонального компьютера и лабораторного осциллографа Tektronix TDS 3014C. Программная часть состоит из двух независимых частей: программы регистрации и программы обработки полученных в результате данных. Программы написаны на языке графического программирования LabVIEW. Он позволяет использовать потоковое программирование (dataflow programming), в котором последовательность выполнения определяется потоком данных. За основу программ взяты виртуальные приборы, поставляемые фирмой «L-Card» вместе с библиотекой для работы с АЦП E20-10 и аналогичными модулями. Программа регистрации позволяет максимально автоматизировать процесс исследования, уменьшив тем самым влияние человеческого фактора на результаты. Программа выполняет, в том числе, и сервисные функции. В модуле регистрации с помощью специальной программы формируется выдержка времени перед началом эксперимента. На передней панели виртуального прибора расположены органы управления и индикации (рис. 5). Есть возможность задавать большое количество параметров. Настраиваются параметры импульсов: длительность импульса, длительность паузы, количество повторов, есть возможность дополнительно увеличивать время регистрации, задавать режим регистрации, настраивать параметры предварительной визуализации процесса. В некоторых случаях необходим внешний запуск (от педали или кнопки на инструменте). В автоматическом режиме есть возможность активировать отсчет времени до начала эксперимента со звуковой сигнализацией и визуализацией времени. Данные в процессе регистрации запоминаются в буфере. При визуализации процесса используется этот буфер. При этом можно задавать параметры вывода информации на экран (рис. 6). Программный модуль обработки результатов позволяет получить требуемые графики или таблицы с сохранением в виде файлов типа .jpg и .xls для требуемых величин. Есть возможность выбирать необходимый масштаб и производить программную обработку сигнала.



Рис. 5. Внешний вид экрана программы регистрации и управления

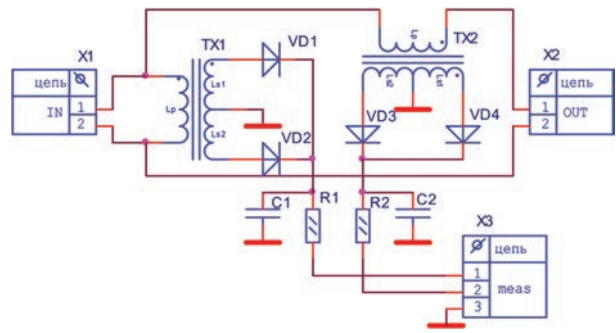


Рис. 4. Схема электрическая принципиальная измерителя-преобразователя

С помощью данного комплекса было проведено более 2500 исследований на тканях различного типа, в которых определяли оптимальные параметры и алгоритмы работы в ручном и автоматическом режимах, фиксировали температуру электродов и ткани в зоне воздействия электрического тока, изменения толщины ткани различного строения на всех этапах процесса. Результаты этих исследований были в дальнейшем использованы при подготовке рекомендаций и выполнении реальных хирургических операций с применением технологии сварки живых тканей как в лабораторных, так и в клинических условиях.

В качестве иллюстрации ниже представлены результаты экспериментов по сварке стенок желудка и тонкой кишки свиньи. Исследовалось влияние импульсной и непрерывной подачи напряжения в условиях, соответствующих электросварке биологических тканей. В ходе опытов образцы указанных тканей помещали между плоскими медными электродами, сжимали с заданным в пределах от 2 до 6 Н/мм² удельным давлением и подавали напряжение в диапазоне 60...180 В при частоте тока 440 кГц и продолжительности импульсов 0,1...0,5 с. После завершения экспериментов образцы тканей отправляли для морфологических исследований.

В результате проведенных экспериментов установлено, что действие одиночного импульса заданной продолжительности и величины напряжения вызывает незначительную денатурацию коллагеновых волокон, размещенных в стенках

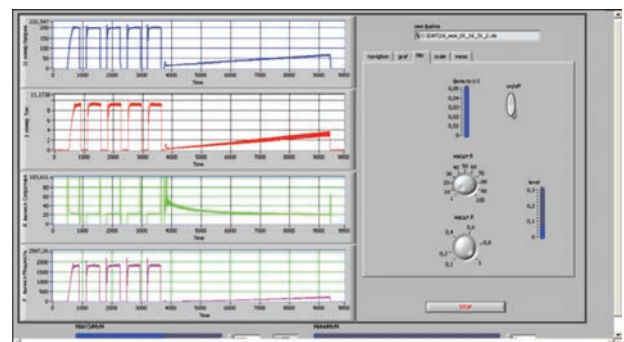


Рис. 6. Внешний вид экрана программы обработки информации

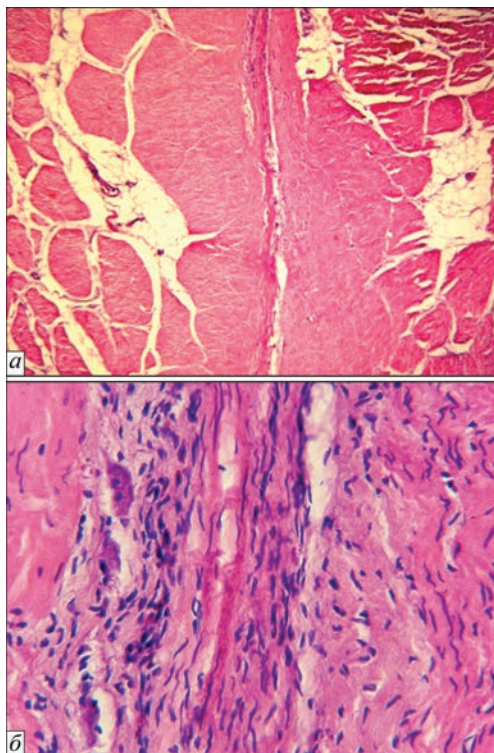


Рис. 7. Структура мышечной оболочки стенок желудка в зоне воздействия одиночного ВЧ импульса: а — $\times 100$; б — $\times 400$

желудка субсерозно, а также частичное повреждение слизистой оболочки желудка. Одновременно возникают незначительный отек и расширение соединительнотканых перегородок мышечной оболочки стенки желудка (во всех представленных случаях применялось окрашивание с помощью гематоксилин-эозина) (рис. 7, а).

В мышечной оболочке обнаружен коагуляционный некроз отдельных гладкомышечных клеток и фибробластов, но контуры клеток и их ядра остались неповрежденными (рис. 7, б).

Действие двух импульсов напряжения, одинакового с первым экспериментом, вызывало не частичную, а полную деструкцию слизистой оболочки. Также по типу коагуляционного некроза изменялись не отдельные, а все коллагеновые и гладкомышечные волокна в месте наложения электродов. Отмечена деформация пучков мышечных волокон поперек плоскости электродов, в отдельных местах деструкция гладкомышечных волокон (рис. 8, а).

После подачи девяти импульсов напряжения отмечено образование плотных соединений коллагеновых и гладкомышечных волокон, в которых имеются контуры ядер клеток (рис. 8, б).

После действия двадцати импульсов напряжения возникало плотное соединение стенок желудка вследствие коагуляционного некроза пучков гладкомышечных волокон и коллагеновых волокон (рис. 8, в). В части пучков гладкомышечных волокон выявляются контуры ядер клеток. В толще ткани, между остатков гладкомышечных волокон, имеются контуры ядер клеток. На этой стадии электросварки шов еще не становится однородным.

Дальнейшее увеличение количества импульсов до 35 показало, что в этом случае уже возникал однородный, прочный, тонкий электросварной

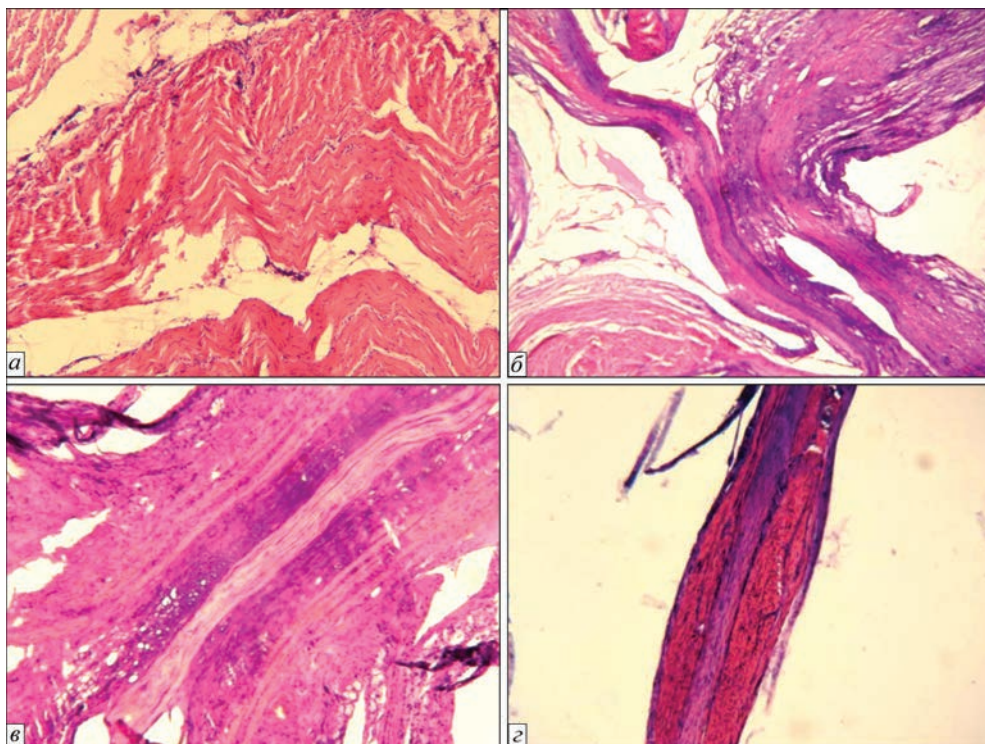


Рис. 8. Структура мышечной оболочки стенок желудка в зоне воздействия двух (а), девяти (б); двадцати (в); тридцати пяти (г) ВЧ импульсов: а, б — $\times 100$; в — $\times 400$; г — $\times 40$

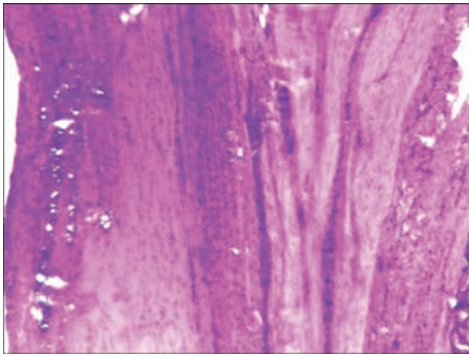


Рис. 9. Однородный электросварной шов двух стенок желудка после воздействия двадцати ВЧ импульсов с последующей подачей ВЧ напряжения ($\times 400$)

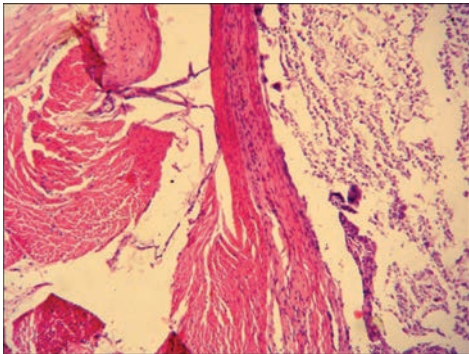


Рис. 10. Признаки периферического действия электросварочного напряжения ($\times 100$)

шов, который образовывали коагулированные коллагеновые и гладкомышечные волокна (рис. 8, 2).

Исследования показали, что возможно получение однородного электросварного шва в условиях эксперимента после воздействия двадцати импульсов напряжения и дальнейшей постоянной подачи высокочастотного напряжения в течение фиксированного времени. При этом пучки гладкомышечных волокон в шве полностью разрушаются и сливаются с коагулированными коллагеновыми волокнами (рис. 9). Морфологические признаки периферического воздействия прохождения электросварочного тока распространяются в условиях эксперимента на расстояние не более 1 мм от границы наложения электродов (рис. 10).

Проведенные исследования подтвердили, что под действием серии импульсов напряжения высокой частоты, имеющих определенный алгоритм, образуется плотное соединение биологических тканей, их электросварной шов. В толще шва отсутствуют участки некроза. Такой шов является новой структурой, которая возникает под действием электрического тока при оптимальных условиях, что, собственно, и является целью электросварки.

Выводы

1. Предлагаемый универсальный исследовательский комплекс позволяет оперативно и с мини-

мальными затратами проводить в лабораторных условиях исследования поведения биологических тканей различного типа при воздействии на них электрического тока высокой частоты на всех этапах процесса сварки.

2. Описываемый исследовательский комплекс позволяет изучать влияние на изменение структуры и процесс сварки биологических тканей таких конструктивных и технологических параметров, как конструкция и материал электродов, силы их сжатия, алгоритмы и режимы подачи напряжения на ткань. Этот комплекс позволяет определять оптимальные режимы и алгоритмы сварки различных тканей как в ручном, так и в автоматическом режимах.

3. Результаты проведенных исследований могут быть рекомендованы в качестве базовых при выборе технологических параметров при выполнении хирургических операций с применением технологии сварки живых тканей как в лабораторных, так и в клинических условиях.

1. Тканесохраняющая высокочастотная электросварочная хирургия. Атлас; под ред. Б. Е. Патона и О. Н. Ивановой. – К.: Международная Ассоциация «Сварка», 2009 – 200 с.
2. Сварка и термическая обработка живых тканей. Теория. Практика. Перспективы: материалы Восьмой междунауч.-практ. конф.; под ред. Г. С. Маринского. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2013. – 70 с.
3. Сварка и термическая обработка живых тканей. Теория. Практика. Перспективы: материалы Девятой международной науч.-практ. конф.; под ред. Г. С. Маринского. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2014. – 68 с.
4. Сварка и термическая обработка живых тканей. Теория. Практика. Перспективы: материалы Десятой Международной науч.-практ. конф.; под ред. Г. С. Маринского. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2015. – 62 с.
5. Бондарь Г. В. Расширение показаний к применению электросварочного комплекса мягких тканей в онкохирургии / Г. В. Бондарь // Сварка мягких живых тканей. Современное состояние и перспективы развития: материалы Шестого международного семинара. – Киев, 2-3 декабря 2011 г. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона, 2011. – С. 58.
6. Зварювання легеневої тканини – метод нерезекційного втручання з приводу спонтанного пневмотораксу / А. В. Макаров, В. Г. Гетьман, Д. В. Мясніков [та ін.] // Клінічна хірургія. – 2006. – № 7. – С. 40–42.
7. Загоєння міжкишкових анастомозів та перекриття артерій, створених за допомогою електрозварювання / С. Є. Подпрятков, С. Г. Гичка, С. С. Подпрятков [та ін.] // Клінічна хірургія. – 2008. – № 11/12. – С. 64.
8. Пат. 72577U Україна, МПК А 61 В 18/12. Електрокоагулятор високочастотний зварювальний ЕКВЗ-300 / Б. Є. Патон, Г. С. Маринський, С. Є. Подпрятков [та ін.]. – Заявл. 24.01.2012; Опубл. 27.08.2012, Бюл. № 16.
9. Сварка, резка и термическая обработка живых тканей / Б. Е. Патон, И. В. Кривцун, Г. С. Маринский [и др.] // Автоматическая сварка. – 2013. – № 10-11. – С. 135–146.
10. Пат. 106513 Україна, Спосіб з'єднання біологічних тканин людей і тварин з використанням високочастотного струму / Б. Є. Патон, В. А. Ткаченко, Г. С. Маринський [та ін.]. – Заявл. 26.07.2012; Опубл. 10.09.2014, Бюл. № 17.

Поступила в редакцию 03.11.2016

ОЦЕНКА СТАТИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ СВАРНОГО ДИСКА РАБОЧЕГО КОЛЕСА ДЫМОСОСА

А. В. МОЛТАСОВ¹, П. Н. ТКАЧ¹, А. Я. ГОГОЛЕВ², А. А. АДЮШКИН², С. И. МОТРУНИЧ¹

¹ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 03680, г. Киев-150, ул. Казимира Малевича, 11.

E-mail: office@paton.kiev.ua

²ООО «Союзэнергомаш», 49127, г. Днепр, ул. Гаванская, 8. E-mail: recept_prmz@souzenergo.com

Проведен проверочный расчет на статическую прочность сварной конструкции диска рабочего колеса дымососа под действием эксплуатационных нагрузок. Рабочее колесо дымососа состоит из диска и приваренной к нему цилиндрической обечайки с двадцатью лопатками, равномерно расположенными по ее периметру. Напряженное состояние, реализующееся в диске при эксплуатации, обусловлено действием сил инерции, возникающих в результате вращения рабочего колеса с постоянной угловой скоростью. Компоненты напряжений определялись решением краевой задачи квазистатической теории упругости. При задании краевых условий было необходимо определить напряжение на внешнем контуре диска, вызванное центробежными силами, создаваемыми лопатками, для чего была предложена соответствующая формула, учитывающая массо-центровочные характеристики лопатки. Было установлено, что в штампованных дисках толщиной 48 и 44 мм максимальное радиальное напряжение действует в ступице и составляет 28 и 29,5 МПа соответственно, максимальные окружные напряжения при этом более чем в два раза ниже радиальных. Главным отличием сварного и штампованного дисков является наличие концентраторов напряжений, обусловленных геометрической неоднородностью конструкции в зоне сварных соединений. При помощи инженерного метода, основанного на гипотезе ломаных сечений, было описано напряженное состояние в зонах концентрации напряжений. Результаты расчетов коэффициента концентрации напряжений предложенным методом хорошо согласуются с результатами, полученными методом конечных элементов. С учетом концентрации напряжений в сварных дисках толщиной 48 и 44 мм максимальное радиальное напряжение действует в месте сопряжения кольца с обечайкой и составляет 35,8 и 37,5 МПа соответственно. Эти величины превышают напряжения в ступице для соответствующих штампованных дисков более чем на 20 %, однако более чем в 5 раз ниже предела текучести материала диска. Ввиду этого можно утверждать, что статическая прочность обеих рассматриваемых сварных конструкций диска обеспечивается. Библиогр. 14, рис. 12.

Ключевые слова: рабочее колесо дымососа, сварной диск, эксплуатационные нагрузки, проверочный расчет, напряженное состояние, концентрация напряжений, гипотеза ломаных сечений

В нынешних экономических условиях обеспечение бесперебойной работы тепловых электростанций (ТЭС) является важным стратегическим направлением в энергетике Украины. Стабильная работа может быть обеспечена только при своевременном выполнении планово-предупредительных ремонтов (ППР), которые не обходятся без замены деталей и узлов энергетических установок, при этом наблюдается существенная зависимость отечественных предприятий от импортных комплектующих этих установок, к которым относятся и рабочие колеса дымососов ТЭС. Для снижения зависимости от импорта при сохранении сроков ППР необходимо разработать отечественную конструкцию, не уступающую импортной по прочности, технологичности и эксплуатационным свойствам. При этом она должна быть рациональной с экономической точки зрения. В импортном аналоге применена конструкция колеса со штампованными дисками диаметром 1940 мм. Изготовление штампов такого диаметра экономически нецелесообразно. Поэтому на ООО «Союзэнергомаш» были разработаны варианты сварной конструкции диска, два из которых (рис. 1) были направлены

в Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины для оценки их работоспособности. Для обоснования одного из вариантов необходимо определить напряженно-деформированное состо-

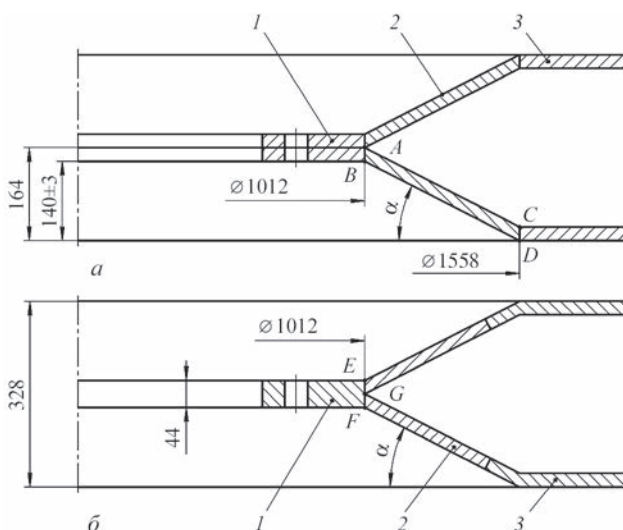


Рис. 1. Первый (а) и второй (б) варианты выполнения сварного диска рабочего колеса дымососа: 1 — кольцо; 2 — обечайка; 3 — окантовка

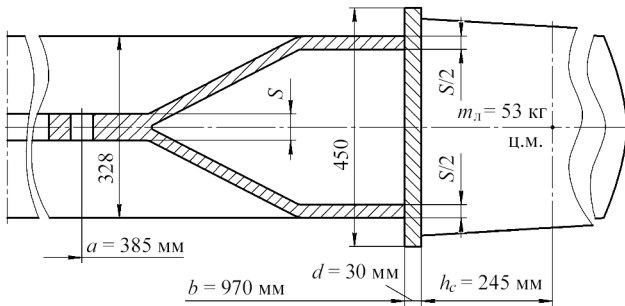


Рис. 2. Расчетная схема рабочего колеса с учетом лопаток

яние (НДС) дисков с учетом концентрации напряжений, обусловленной их геометрией в зоне сварных швов.

На расстоянии a диск рабочего колеса жестко закреплен посредством болтового соединения, а на расстоянии b к нему приварена цилиндрическая обечайка с двадцатью лопатками, равномерно расположенными по ее периметру (рис. 2).

При эксплуатации рабочее колесо дымососа вращается с постоянной угловой скоростью

$$\omega = \frac{\pi n}{30}, \quad (1)$$

где n — частота вращения колеса, об/мин.

При вращении в корневом сечении лопаток возникает центробежная сила [1]

$$P_c = m r_c \omega^2, \quad (2)$$

где m — масса лопатки; r_c — расстояние от оси вращения до центра масс лопатки, определяемое по формуле

$$r_c = b + d + h_c, \quad (3)$$

где d — толщина цилиндрической обечайки; h_c — центр масс лопатки, который для усеченной пирамиды (рис. 3) определяется по формуле [2]

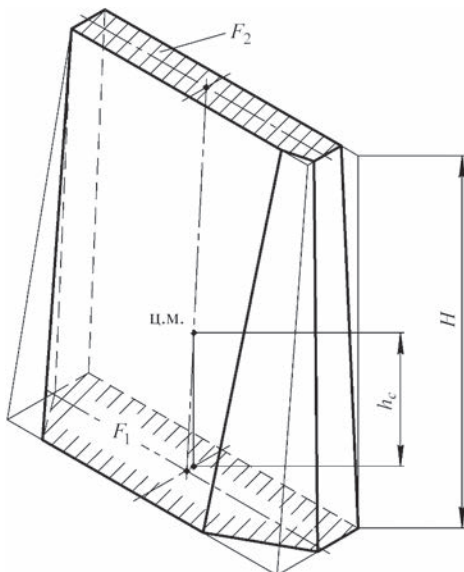


Рис. 3. Модель лопатки для определения центра масс

$$h_c = \frac{H}{4} \frac{F_1 + 2\sqrt{F_1 F_2} + 3F_2}{F_1 + \sqrt{F_1 F_2} + F_2}. \quad (4)$$

Если предположить, что центробежные силы, создаваемые лопатками, равномерно распределены по поверхности колеса (рис. 4), то напряжение на его внешнем радиусе с учетом (2) можно определить по формуле

$$p_c = \frac{z m r_c \omega^2}{2 \pi b s}, \quad (5)$$

где z — количество лопаток; s — толщина диска.

Несмотря на разветвленную геометрическую форму в радиальном сечении толщина диска s постоянна вдоль радиуса. Поскольку в рассматриваемом случае отношение s/b мало, в колесе образуется плоское напряженное состояние и напряжения можно считать постоянными по толщине [3].

Данная задача может быть решена как квазистатическая задача теории упругости, если согласно принципу Даламбера остановить колесо и приложить к нему соответствующие объемные силы [4].

Решение задач о вращающихся дисках широко известно в научно-технической литературе [5, 6], поэтому, не останавливаясь на математических выкладках, приведем выражения для радиального перемещения u , а также радиальных σ_r и окружных σ_θ напряжений, возникающих в диске.

$$u = \frac{1-\mu^2}{E} \left(C_1 r + C_2 \frac{1}{r} - \frac{\rho \omega^2}{8} r^3 \right), \quad (6)$$

$$\begin{cases} \sigma_r = (1+\mu)C_1 - (1-\mu)C_2 \frac{1}{r^2} - (3+\mu)\frac{\rho \omega^2}{8} r^2; \\ \sigma_\theta = (1+\mu)C_1 + (1-\mu)C_2 \frac{1}{r^2} - (1+3\mu)\frac{\rho \omega^2}{8} r^2, \end{cases} \quad (7)$$

где μ — коэффициент поперечной деформации; ρ — плотность материала диска и лопаток; C_1 , C_2 — постоянные интегрирования, определяемые

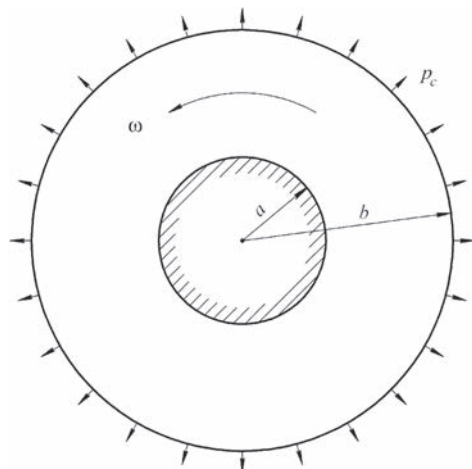


Рис. 4. Схема нагружения диска рабочего колеса дымососа

из граничных условий на внутренней и внешней границе.

Так как колесо жестко закреплено по внутреннему радиусу и перемещения там невозможны, имеем $u = 0$ при $r = a$. На внешнем радиусе действуют радиальные напряжения p_c , создаваемые центробежными силами лопаток, следовательно, имеем $\sigma_r = p_c$ при $r = b$. Подставляя граничные условия в уравнение (6) и первое из уравнений (7) получим систему уравнений, решение которой даст нам

$$C_1 = \frac{p_c b^2 + \frac{\rho \omega^2}{8} [(3 + \mu) b^4 + (1 - \mu) a^4]}{(1 + \mu) b^2 + (1 - \mu) a^2};$$

$$C_2 = -a^2 b^2 \frac{p_c + \frac{\rho \omega^2}{8} [(3 + \mu) b^2 - (1 + \mu) a^2]}{(1 + \mu) b^2 + (1 - \mu) a^2}.$$

Зная площадь большого и меньшего оснований лопатки соответственно $F_1 = 16440 \text{ мм}^2$ и $F_2 = 6333 \text{ мм}^2$ и ее высоту $H = 578 \text{ мм}$, определим по формуле (4) расстояние от корневого сечения до центра масс лопатки $h_c = 245 \text{ мм}$.

Учитывая, что наружный диаметр диска $b = 970 \text{ мм}$, а толщина цилиндрической обечайки $d = 30 \text{ мм}$, по формуле (3) определим расстояние от оси вращения до центра масс лопатки $r_c = 1245 \text{ мм}$.

При заданном числе лопаток $z = 20$ и скорости вращения диска $n = 500 \text{ об/мин}$, принимая расчетную массу одной лопатки $m = 53 \text{ кг}$, предварительно рассчитав по формуле (1) $\omega = 52,3 \text{ рад/с}$, определим по формуле (5) величину радиального напряжения, действующего на внешнем контуре диска:

- для первого варианта (при $s = 48 \text{ мм}$)
 $p_c = 13,6 \text{ МПа}$;
- для второго варианта (при $s = 44 \text{ мм}$)
 $p_c = 14,8 \text{ МПа}$.

Зная внутренний диаметр диска $a = 385 \text{ мм}$, и принимая для стального диска плотность материала $\rho = 7800 \text{ кг/м}^3$ и коэффициент поперечной деформации $\mu = 0,3$, по формулам (7) построим эпюры радиальных и окружных напряжений вдоль радиуса (рис. 5).

Из распределения напряжений следует, что наибольшее напряжение действует в радиальном направлении в месте крепления колеса к ступице и составляет для первого и второго варианта исполнения соответственно 28 и 29,5 МПа. При этом величина максимального радиального напряжения в обоих случаях более чем вдвое превосходит величину максимального окружного напряжения.

Поскольку остаточные сварочные напряжения устранялись путем соответствующей термообработки, наиболее существенным отличием свар-

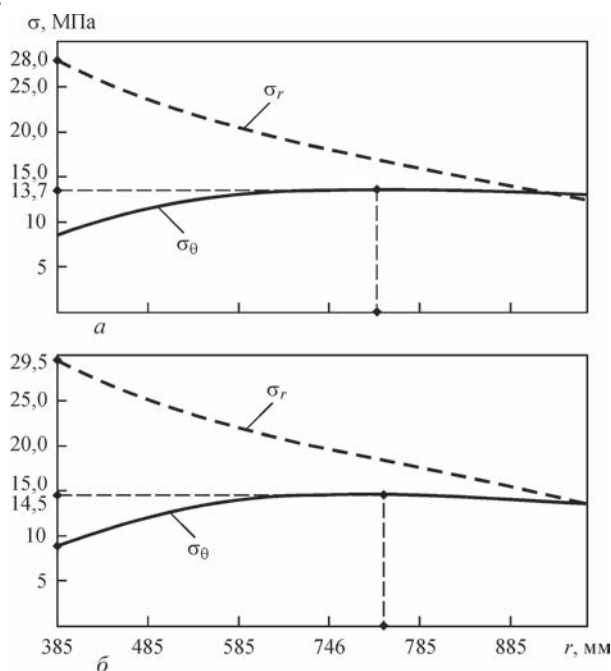


Рис. 5. Распределение радиальных σ_r и окружных σ_θ напряжений по радиальной координате в диске первого (а) и второго (б) вариантов исполнения

ной конструкции диска от штампованного варианта является то, что в зонах сварных соединений будет возникать концентрация напряжений, вызванная переходом от одной соединяемой части к другой, и величина действующего радиального напряжения будет определяться по формуле

$$\sigma_r = \alpha_\sigma \cdot \sigma_r^{nom}, \quad (8)$$

где σ_r^{nom} — радиальное напряжение без учета концентрации, определяемое первой формулой (7); α_σ — коэффициент концентрации напряжений (ККН).

Для первого варианта будем учитывать концентрацию напряжений в зоне соединения обечайки 2 с кольцом 1 (точки А и В) и в зоне соединения обечайки 2 с окантовкой 3 (точки С и D) (см. рис. 1, а). Для второго варианта концентрацию необходимо учитывать только для шва, соединяющего обечайку 2 с кольцом 1 (точки Е и F) (см. рис. 1, б), так как усиление шва, соединяющего обечайку 2 с окантовкой 3, удаляется. В зоне сварного шва (точка G) обеспечивается плавный переход между соединяемыми элементами конструкции (см. рис. 1, б), поэтому ее можно исключить из рассмотрения, так как коэффициент концентрации напряжений резко снижается с уменьшением кривизны [7].

Для исследования напряженного состояния в зоне концентрации напряжений используем инженерный метод, основанный на гипотезе ломаных сечений [8, 9], который гарантирует высокую точность для различных видов сварных соединений при различных видах нагружения [10, 11].

поэтому можно утверждать, что для двух вариантов конструкции ККН имеет максимальное значение при $\beta = 0$.

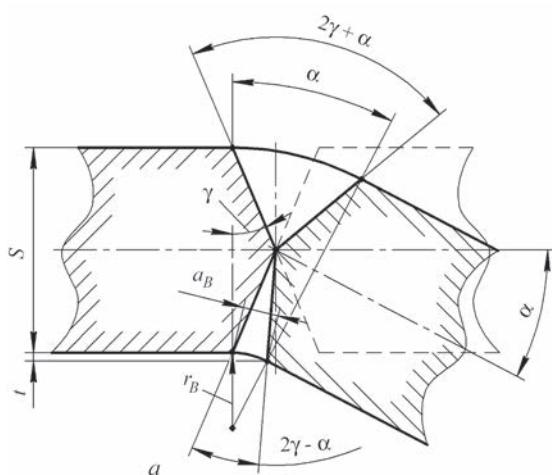
Как уже упоминалось ранее, основным геометрическим параметром, влияющим на величину ККН, является кривизна, поэтому необходимо определить радиусы сопряжений R в зонах сварных швов (точки B и C для первого варианта и точки E и F для второго варианта).

При сборке диска по варианту I используется стыковой шов С25 в соответствии с ГОСТ 5264–80, который предусматривает X-образную разделку кромок с углом $\gamma = 25 \pm 2^\circ$ и зазором $\delta = 0,3$ мм при толщине металла 24 мм. Угол обечайки по отношению к плоскости вращения можно определить из соотношения размеров, обозначенных на чертеже (рис. 1, а). Поскольку один из размеров задан с допуском, то угол α будет изменяться в пределах $26,65...27,65^\circ$. Ожидается, что радиус сопряжения R будет минимальным, т. е. соответствующим наибольшему значению ККН, при максимальных значениях угла α . Поскольку на практике предельные значения размеров маловероятны, принимаем α близкий к максимальному углу $27,5^\circ$.

Так как сварной шов будет выполняться при наклонном взаимном положении деталей (рис. 7, а), то снятие усиления с плавным переходом можно осуществить по радиусам сопряжения в точках B и C . На их величину будут влиять фактические параметры разделки кромок, причем наименьшие радиусы сопряжения получатся при выборе размеров по нижнему предельному отклонению $\gamma = 23^\circ$, $\delta = 0$.

Радиусы сопряжения r_B и r_C можно определить из известного соотношения между радиусом и хордой при известном центральном угле [2]

$$r_{B(C)} = \frac{a_{B(C)}}{2 \sin \frac{\alpha}{2}} = \frac{S}{2} \left(\operatorname{tg} \gamma \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2} - 1 \right). \quad (19)$$



Очевидно, что функция $r_{B(C)}(\alpha)$ монотонно убывает в интервале $\alpha = 26,65...27,65^\circ$, что подтверждает необходимость выбора наибольшего α , так как при этом полученные радиусы сопряжения r_B и r_C минимальны.

При сборке диска по варианту II к кольцу под углом $\alpha = 27 \pm 1^\circ$ нестандартным швом привариваются две обечайки.

Расчет напряженного состояния второго варианта конструкции также целесообразно выполнять для наихудшего сочетания допусков. Для этого необходимо получить зависимость радиусов сопряжения r_E и r_F от основных размеров a и b шва (рис. 7, б).

$$r_E = r_F = \frac{a_1 \operatorname{tg} \alpha - b_1}{\sin \alpha \operatorname{tg} \alpha - 2 \sin^2 \frac{\alpha}{2}}. \quad (20)$$

Анализ зависимости (18) показывает, что в интервале $\alpha = 26...28^\circ$ минимальный радиус соответствует минимальному значению a_1 и максимальному b_1 . Функция $r_{E(F)}(\alpha)$ монотонно возрастает на исследуемом интервале, поэтому минимальные радиусы r_E и r_F соответствуют минимальному значению α .

Подставив в формулу (19) принятые значения $\gamma = 23^\circ$ и $\alpha = 27,5^\circ$, определим $r_B = r_C = 8,82$ мм и, принимая в формуле (18) $R = r_B = r_C$, определим $t = 1$ мм.

Подставив в формулу (20) значения $a_1 = 14$ мм, $b_1 = 6$ мм и $\alpha = 26^\circ$, получим наименьшие радиусы сопряжения $r_E = r_F = 7,36$ мм и, принимая в формуле (18) $R = r_E = r_F$, определим $t = 0,74$ мм.

Подставляя в формулу (9) $R = r_B = r_C = 8,82$ мм и $t = 1$ мм, определим $a_0 = 5,94$ мм, тогда согласно формуле (16) при $\beta = 0^\circ$ ККН принимает значение $\alpha_\sigma = 1,56$, а при $\beta = \alpha = 27,5^\circ$ ККН принимает свое минимальное значение $\alpha_\sigma = 1,44$.

Подставляя в формулу (9) $R = r_B = r_C = 7,36$ мм и $t = 0,74$ мм, определим $a_0 = 4,67$ мм, тогда со-

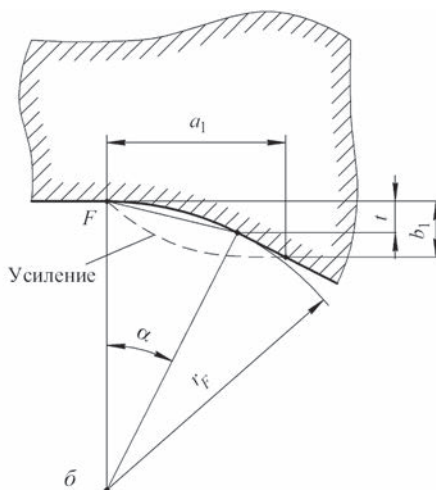


Рис. 7. К определению радиусов сопряжения поверхностей деталей первого (а) и второго (б) вариантов исполнения

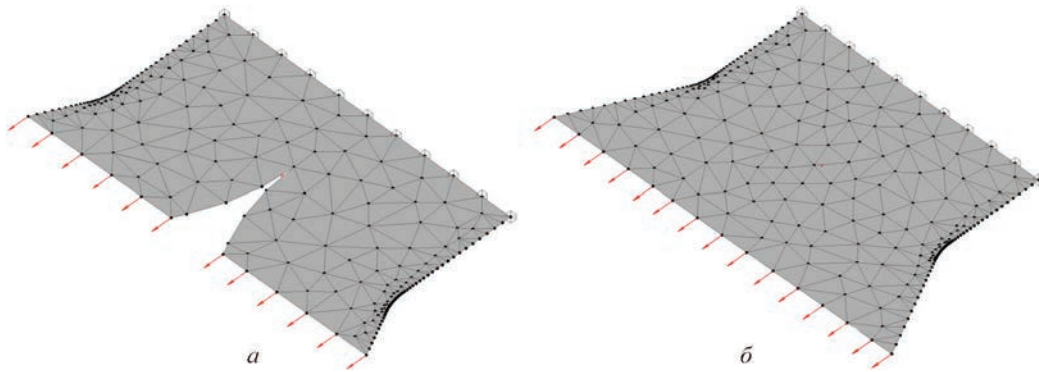


Рис. 8. Условия нагружения, закрепления и разбивка на конечные элементы фрагментов дисков первого (а) и второго (б) вариантов исполнения

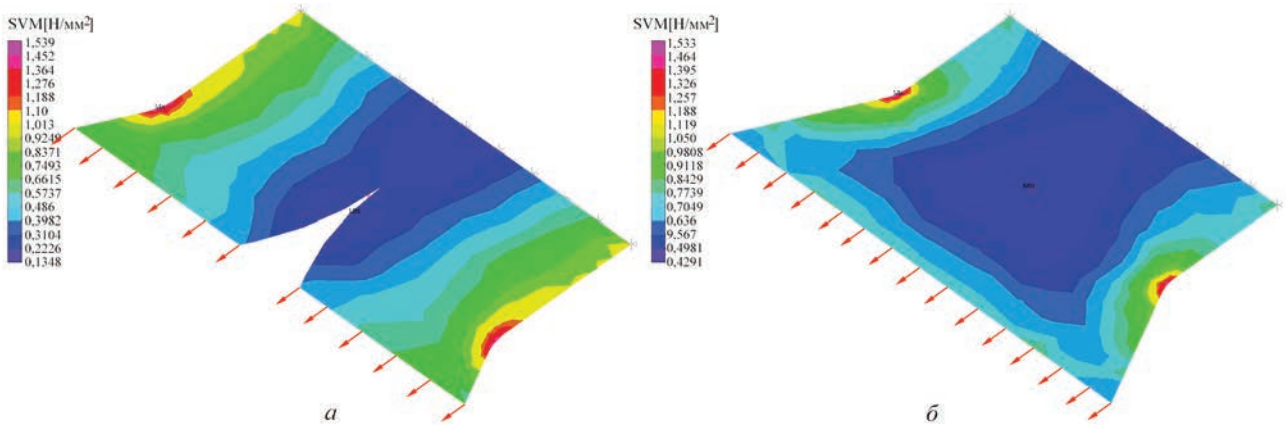


Рис. 9. Поля напряжений в зонах концентрации дисков первого (а) и второго (б) вариантов исполнения при осевом растяжении единичной нагрузкой

гласно формуле (17) при $\beta = 0^\circ$ ККН принимает значение $\alpha_\sigma = 1,55$, а при $\beta = \alpha = 26^\circ$ ККН принимает свое минимальное значение $\alpha_\sigma = 1,25$.

Для валидации полученных формул (16) и (17) было проведено компьютерное моделирование напряженного состояния в зонах концентрации напряжений (рис. 8, 9).

При моделировании решалась упругая задача осевого растяжения для стали с физико-механическими свойствами стали 20 при 200°C : модуль нормальной упругости $E = 1,9 \cdot 10^5$ МПа, коэф-

фициент Пуассона $\mu = 0,3$. Задача решалась для плоской модели, представляющей собой элемент сектора колеса единичной толщины. Со стороны ступицы накладывалось ограничение в виде жесткого защемления, со стороны диска — единичная нагрузка, распределенная по торцу (рис. 8).

По результатам численного расчета (рис. 9) было установлено, что максимальные значения ККН для первого и второго вариантов исполнения составили 1,539 и 1,533 соответственно, что хоро-

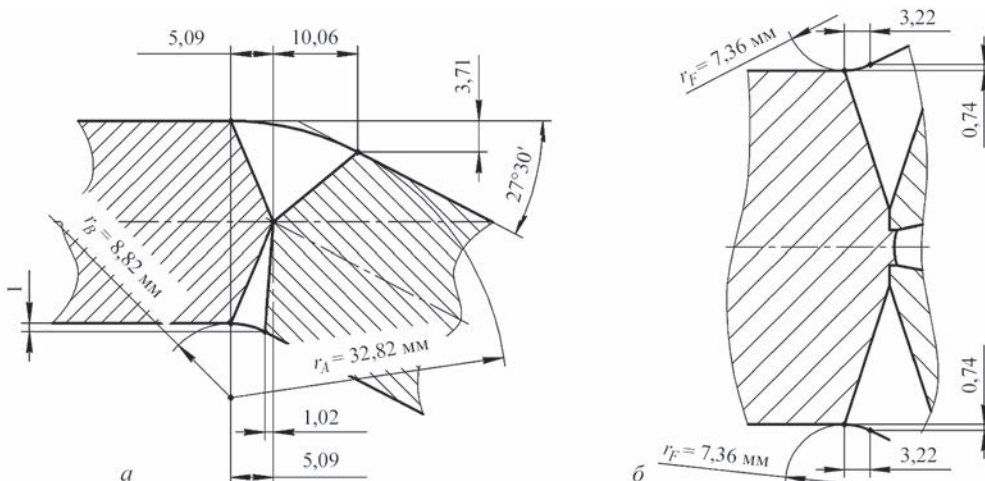


Рис. 10. Размеры в зоне сопряжения для первого (а) и второго (б) вариантов выполнения сварного диска рабочего колеса дымососа

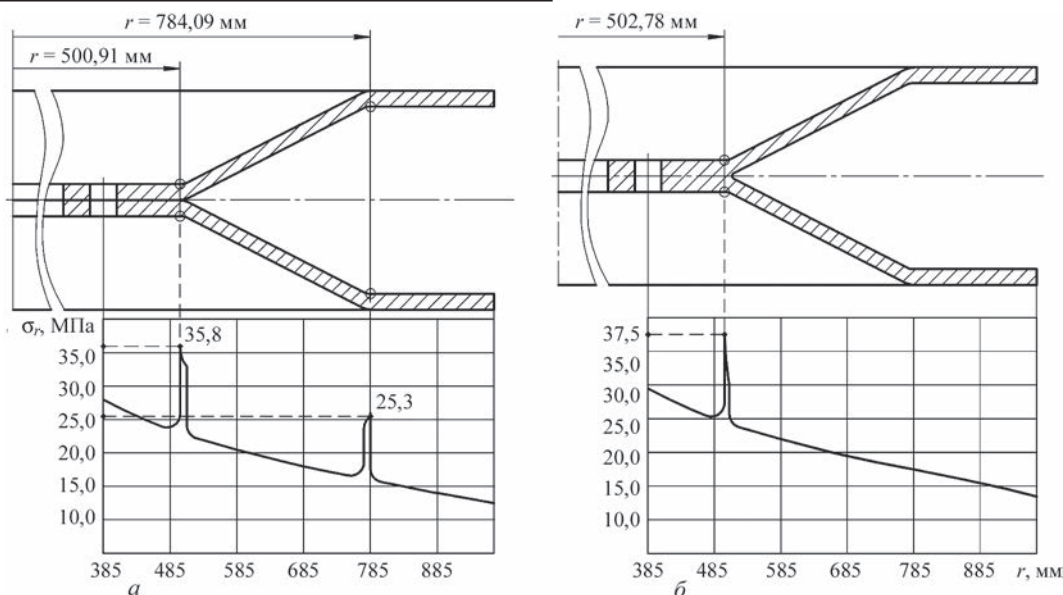


Рис. 11. Распределение радиальных напряжений в диске первого (а) и второго (б) вариантов выполнения с учетом концентрации напряжений

шо согласуется с результатами, полученными изложенным выше расчетным методом.

Из построений (рис. 10, а) определим, что значение $\beta = 0^\circ$ соответствует значениям $r = 500,91$ мм и $r = 784,09$ мм, а значение $\beta = \alpha = 27,5^\circ$ соответствует значениям $r = 507,02$ мм и $r = 777,98$ мм, таким образом, мы можем изобразить эпюру радиальных напряжений в диске первого варианта с учетом концентрации напряжений (рис. 11, а).

Из построений (рис. 10, б) определим, что значение $\beta = 0^\circ$ соответствует значениям $r = 502,78$ мм, а значение $\beta = \alpha = 26^\circ$ соответствует значениям $r = 506$ мм, таким образом, мы можем изобразить эпюру радиальных напряжений в диске второго варианта с учетом концентрации напряжений (рис. 11, б).

Из эпюр радиальных напряжений с учетом концентрации в зоне сварных соединений следует, что максимальное радиальное напряжение в сварном диске первого варианта действует в точке $r = 500,91$ мм и составляет 35,8 МПа, а в диске второго варианта — в точке $r = 502,78$ мм и составляет 37,5 МПа. Эти величины для обоих вариантов

сварного диска более чем на 20 % превосходят величину напряжения в ступице для соответствующих штампованных дисков.

Анализ напряженного состояния показывает, что максимальные напряжения в дисках обоих вариантов составляют менее $0,2\sigma_t$ (при рабочей температуре 200°C для материала диска сталь 20 предел текучести составляет 230 МПа [13]). Несмотря на то, что максимальное напряжение в диске второго варианта немного выше, чем в диске первого варианта, второй вариант кажется более предпочтительным, так как при возможном возникновении циклического нагружения в диске первого варианта существует вероятность зарождения усталостных трещин в двух зонах концентрации напряжений [14].

Замена штампованной конструкции рекомендованным вариантом сварного диска была практически реализована (рис. 12).

После выполнения статического и динамического уравнивания колесо дымососа со сварным диском введено в эксплуатацию на Ладыжинской ТЭС ПАО «ДТЭК Западэнерго».



Рис. 12. Колесо дымососа со штампованным (а) и сварным (б) диском

Выводы

1. В рамках программы по замене импортных комплектующих отечественными аналогами на ООО «Союзэнергомаш» разработан высокопроизводительный, технологичный и экономичный способ изготовления сварных дисков рабочих колес дымососа и предложено два варианта конструкции этих дисков.

2. Сотрудниками отдела прочности сварных конструкций ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины был разработан алгоритм расчета на статическую прочность дисков, который включил в себя определение эксплуатационных нагрузок, решение задачи об упругом равновесии вращающегося диска, а также оценку влияния геометрической неоднородности в зоне сварных швов на распределение напряжений.

3. Произведен расчет напряженного состояния двух вариантов конструкции сварных дисков, в результате было установлено, что максимальные напряжения, действующие в сварных дисках более чем на 20 % выше, чем в аналогичных штампованных изделиях, однако их величина более чем в 5 раз ниже предела текучести материала диска при рабочей температуре.

4. Исходя из условий эксплуатации рассматриваемых изделий, было рекомендовано использовать конструкцию диска с меньшим количеством локальных концентраторов напряжений, несмотря на то, что действующее в нем максимальное напряжение несколько выше, чем в альтернативном варианте конструкции.

1. Кишалов А. Е. Анализ нагрузок, действующих на элементы конструкции ГТД / А. Е. Кишалов, В. М. Кудоярова, К. В. Маркина, О. И. Игнатьев // Молодой ученый. – 2012. – Т. I, № 11 (46). – С. 52–60.
2. Рывкин А. А. Справочник по математике: Справочное пособие для учащихся сред. спец. учеб. заведений и поступающих в вузы / А. А. Рывкин, А. З. Рывкин, Л. С.

- Хренов // Изд. 5-е, стереотипное. – М.: Высшая школа, 1987. – 480 с.
3. Тимошенко С. П. Теория упругости / С. П. Тимошенко, Дж. Гудьер; пер. с англ. – М.: Главная редакция физико-математической литературы изд-ва «Наука», 1975. – 576 с.
4. Бабенко А. Є. Методичні вказівки до виконання курсової і розрахунково-графічної робіт з дисципліни «Опір матеріалів» (завдання і приклади розрахунків) для студентів технічних напрямів підготовки усіх форм навчання / А. Є. Бабенко, О. О. Боронко, Б. І. Ковальчук [та ін.]. – К.: IBK «Видавництво «Політехніка»», 2010. – 108 с.
5. Можаровський М. С. Теорія пружності, пластичності і повзучості: підручник / М. С. Можаровський. – К.: Вища школа, 2002. – 308 с.: іл.
6. Демьянушко И. В. Расчет на прочность вращающихся дисков / И. В. Демьянушко, И. А. Биргер // М.: Машиностроение, 1978. – 247 с., ил. – (Б-ка расчетчика).
7. Neuber H. Kerbspannungslehre: Theorie der Spannungs-konzentration Genaue Berechnung der Festigkeit / H. Neuber // Vierte Verlag-Berlin: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2001. – 326 s. – (Klassiker der Technik).
8. Верховский А. В. Гипотеза ломаных сечений и ее применение к расчету стержней сложной конфигурации / А. В. Верховский // Известия ТПИ. – 1947. – т. 61, № 1. – С. 3–46.
9. Определение напряжений в опасных сечениях деталей сложной формы. Метод неплоских сечений / А. В. Верховский, В. П. Андронов, В. А. Ионов [и др.]. – М.: Машгиз, 1958. – 147 с.
10. Молтасов А. В. Применение метода неплоских сечений к определению напряжений в зонах концентрации, вызванной усилением стыкового сварного соединения / А. В. Молтасов // Проблемы прочности. – 2013. – № 1. – С. 159–167.
11. Молтасов А. В. Инженерный метод расчета коэффициента концентрации напряжений в нахлесточном сварном соединении при растяжении и изгибе / А. В. Молтасов, И. Н. Клочков, В. В. Кныш // Вісник НТУУ «КПІ», Серія Машинобудування. – 2013. – Вип. 69. – С. 150–157.
12. Бугров Я. С. Высшая математика: учебник для вузов: в 3 т. / Я. С. Бугров, С. М. Никольский; под ред. В. А. Садовниченко. – 6-е изд., стереотип. – М.: «Дрофа». – 2004. – Т. 2: Дифференциальное и интегральное исчисление. – 512 с.
13. Марочник сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Вяткин [и др.]; под общ. ред. В. Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.
14. Прочность сварных соединений при переменных нагрузках / В. И. Труфяков, В. И. Дворецкий, П. П. Михеев [и др.]; под ред. В. И. Труфякова. – К.: Наукова думка, 1990. – 256 с.

Поступила в редакцию 21.07.2016

WRTYS 2017

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

23–26 мая 2017 г.

Киевская область

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

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

К ВОПРОСУ ОБЕСПЕЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ СОВМЕСТИМОСТИ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ МАШИН КОНТАКТНОЙ СВАРКИ С ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ СЕТЬЮ

С. К. ПОДНЕБЕННАЯ, В. В. БУРЛАКА, С. В. ГУЛАКОВ

ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.

E-mail: office@pstu.edu

В работе изучены проблемы обеспечения электромагнитной совместимости источников питания однофазных машин контактной сварки с трехфазной питающей сетью. Рассмотрены два основных направления: применение активных фильтрокомпенсирующих и симметрирующих устройств (АФКСУ) и разработка источников питания (ИП) с коррекцией коэффициента мощности (ККМ). Применение АФКСУ позволяет использовать существующее сварочное оборудование, однако высокая стоимость сдерживает их широкое распространение. ИП с ККМ предполагает использование преобразователей со звеном постоянного тока, либо непосредственных матричных преобразователей, поскольку основным требованием к ИП для сварочных машин является возможность формирования выходного напряжения заданной формы, амплитуды и частоты. В статье рассмотрен способ управления трехфазно-однофазным матричным преобразователем с шестью ключами, позволяющий формировать выходное напряжение прямоугольной формы частотой 50 Гц. Выбор частоты обусловлен применением сварочного трансформатора, рассчитанного на работу на частоте сети. Форма напряжения выбрана из условий обеспечения минимума потерь мощности в сети и недопустимости насыщения сварочного трансформатора. Авторами также предложено схемное решение и способ управления матричным преобразователем с пятью ключами, который позволяет при формировании выходного напряжения, синхронизированного с сетевым, получить коэффициент мощности ИП близкий к единице. Проведен анализ чувствительности предложенного источника питания к отклонению напряжений, в результате чего установлено, что при формировании прямоугольного напряжения удается добиться устойчивой работы при отклонениях напряжения порядка 10 %, в результате чего значительно повышается качество сварных соединений. Библиогр. 11, табл. 3, рис. 5.

Ключевые слова: машина контактной сварки, источник питания, матричный преобразователь, коэффициент мощности, электромагнитная совместимость

Источники питания (ИП) машин контактной сварки являются мощными нелинейными потребителями электроэнергии. В большинстве из них применяются тиристорные схемы управления. Кроме того, являясь в основном однофазными, такие ИП, при включении их в трехфазную сеть (особенно при включении и одновременной работе нескольких ИП машин на разных фазах), оказывают на нее негативное влияние. Это выражается в росте коэффициентов несимметрии и несинусоидальности напряжения [1–4]. Ухудшение качества питающего напряжения, в свою очередь, сказывается на качестве сварки, причем наибольшую значимость имеет отклонение напряжения, которое при превышении 15 % приводит к 100 % браку (для коррозионностойких сталей к 100 % браку приводит отклонение напряжения на величину более 10 %) [5]. Таким образом, решение проблемы обеспечения электромагнитной совместимости сварочного оборудования с электрической сетью является актуальной задачей.

Решение поставленной проблемы возможно в двух направлениях — применении дополнительных активных фильтрокомпенсирующих и симметрирующих устройств (АФКСУ) [6], либо разработке и применении ИП с коррекцией коэф-

фициента мощности (ККМ) [4, 7, 8]. Реализация первого варианта позволяет обеспечивать требуемый (не всегда единичный) коэффициент мощности (КМ) комплекса «сварочный источник питания — АФКСУ», снижает потери мощности в электрической сети, обеспечивает симметричную загрузку трех фаз при работе однофазного источника питания в трехфазной сети. Достоинством такого подхода является сохранение существующих сварочных ИП в технологическом процессе без каких-либо изменений. Основным недостатком первого варианта является его низкая рентабельность, поскольку стоимость АФКСУ соизмерима со стоимостью самого ИП.

Другое направление решения сформулированной проблемы — совершенствование ИП — имеет перспективы в связи с развитием силовой электроники, появлением мощных и быстрых силовых ключей, позволяющих коммутировать большие нагрузки.

В работах [9, 10] рассмотрены схемные решения, направленные на совершенствование ИП путем применения тиристорных преобразователей трехфазного напряжения в однофазное, позволяющих обеспечить симметричное (или квазисимметричное) потребление токов. Главным недо-

статком этих схем является высокий коэффициент несинусоидальности потребляемых токов (до 80...90 %) и необходимость использования низкочастотного трансформатора, вызванная пониженной частотой выходного напряжения, формируемого тиристорным преобразователем.

Более эффективным на сегодняшний день является разработка транзисторных ИП, которые строятся, в основном, на базе преобразователей энергии с промежуточным звеном постоянного тока (выпрямитель, звено постоянного тока, инвертор). Подключение таких преобразователей к электрической сети осуществляется через входной трехфазный LC-фильтр, изолирующий сеть от модуляционных составляющих тока, генерируемых преобразователем.

Применение неуправляемого выпрямителя (например, шестипульсного) обеспечивает при симметричной системе сетевых напряжений потребление из сети симметричных токов [8]. Однако при наличии несимметрии сетевых напряжений, симметрия потребляемых токов также нарушается. Кроме того, спектральный состав токов, потребляемых шестипульсным выпрямителем, не позволяет обеспечить электромагнитную совместимость его с сетью без установки АФКСУ, в соответствии с нормами, устанавливаемыми ГОСТ 13109–97, ДСТУ ІЕС 61000-3-2:2004, 61000-3-4:2004.

Топологии инверторов, наиболее часто используемые для таких ИП: мостовые, полумостовые и двухтактные (push-pull), поскольку они позволяют обеспечить отсутствие постоянной составляющей магнитного потока в трансформаторе. Двухтактный и мостовой инверторы формируют на выходе преобразователя двухполярное напряжение, максимальное значение которого равно напряжению звена постоянного тока. Недостатком двухтактного инвертора является необходимость использования ключей, способных выдерживать двукратное напряжение звена постоянного тока; к недостаткам мостового инвертора относится увеличенное число силовых ключей (четыре у мостового против двух у двухтактного). Полумостовой инвертор, состоящий из двух ключей, формирует выходное напряжение, максимальное значение которого равно половине напряжения звена постоянного тока, что является его недостатком [8].

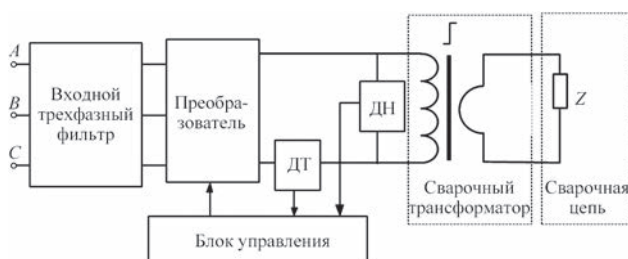


Рис. 1. Структурная схема подключения МКС к сети

Установка корректора КМ на входе преобразователя позволяет обеспечить синусоидальность потребляемых токов [7], однако несколько снижает технико-экономические показатели такого источника, в связи с увеличенным числом управляемых силовых ключей.

ИП с ККМ на базе преобразователей с промежуточным звеном постоянного тока являются достаточно эффективными, однако их широкое распространение сдерживает высокая стоимость. Кроме того, существует проблема надежности емкостного накопителя энергии в звене постоянного тока, а также необходимость введения специальных схем ограничения зарядного тока конденсаторов при включении источника в сеть.

Поэтому на сегодняшний день исследования направлены, в основном, на удешевление таких ИП. Это дает возможность сформулировать цель статьи, которая заключается в разработке эффективного источника питания для машины контактной сварки, обеспечивающего высокое качество сварочного процесса и электромагнитную совместимость с сетью.

Авторами предложено рассмотреть ИП МКС, который состоит из сварочного трансформатора, преобразователя, установленного в первичную цепь трансформатора, и входного фильтра, включенного между преобразователем и сетью (рис. 1). В качестве входных сигналов для управления преобразователем выступают первичные ток и напряжение, измеряемые соответствующими датчиками (ДТ, ДН), а также напряжения сети. В качестве преобразователя ИП МКС предлагается использовать непосредственный матричный преобразователь (МП), особенностью которого является то, что промежуточное звено постоянного тока (обычно — накопительный конденсатор большой емкости) отсутствует, что значительно повышает технико-экономические показатели преобразователя.

Трехфазно-однофазный МП состоит из шести двунаправленных ключей, каждый из которых подключает одну из фаз сети непосредственно к нагрузке (рис. 2). Двунаправленные ключи могут быть выполнены в виде двух встречно-последовательно соединенных транзисторов с обратными диодами, а управляющие электроды транзисторов подключены к блоку управления (БУ).

Известно, что минимум потерь мощности в электрической сети при подключении к ней нагрузки можно получить при обеспечении пропорциональности между потребляемыми токами и соответствующими фазными напряжениями [11]. То есть МП должен имитировать симметричную активную нагрузку.

Мгновенная активная мощность трехфазной сети определяется как сумма мгновенных активных мощностей всех трех фаз:

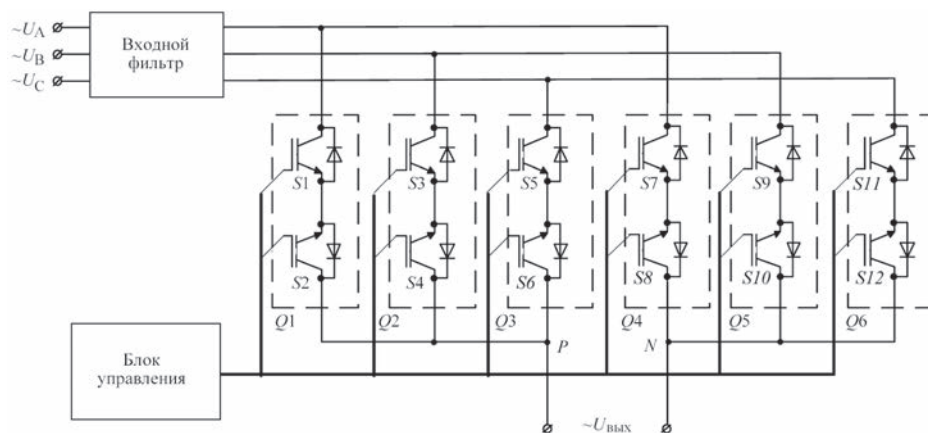


Рис. 2. Упрощенная электрическая схема матричного преобразователя

$$p(t) = p_A(t) + p_B(t) + p_C(t) = \frac{u_A(t)^2}{R} + \frac{u_B(t)^2}{R} + \frac{u_C(t)^2}{R}, \quad (1)$$

где $p_A(t) = (u_A(t))^2/R$ — мгновенная мощность фазы A ; $p_B(t) = (u_B(t))^2/R$ — мгновенная мощность фазы B ; $p_C(t) = (u_C(t))^2/R$ — мгновенная мощность фазы C , R — имитируемая активная нагрузка, Ом; $u_A(t)$, $u_B(t)$, $u_C(t)$ — мгновенные фазные напряжения сети, В.

Для симметричных напряжений и нагрузки мгновенная мощность, потребляемая последней, является постоянной величиной. При этом, ввиду отсутствия накопителя энергии, сам МП потребителем активной мощности не является (за исключением потерь мощности в силовых ключах, чем пока можно пренебречь). Из этого следует, что для обеспечения симметричного потребления токов МП должен работать с постоянной активной мощностью.

$$P = U(t)I(t) = \text{const}, \quad (2)$$

где $U(t)$ — выходное напряжение МП, В; $I(t)$ — выходной ток МП, А.

Если пренебречь влиянием индуктивности сварочной цепи на выходной ток преобразователя, с допустимой погрешностью можно предположить, что симметричное потребление токов МП возможно при формировании на его выходе постоянного напряжения. При этом постоянная составляющая тока, протекающего через первичную обмотку сварочного трансформатора, приведет к его подмагничиванию и значительному росту потерь мощности.

Избежать этого можно, обеспечив изменение полярности выходного напряжения МП в соответствии с выражением:

$$\int_0^{T_{\text{ВЫХ}}} U(t)dt = 0, \quad (3)$$

где $T_{\text{ВЫХ}}$ — период выходного напряжения МП, с.

При несимметричной системе сетевых напряжений мгновенная активная мощность трехфаз-

ной сети, определяемая выражением (1), постоянной величиной не является, тогда управление преобразователем может осуществляться из условия потребления заданной активной мощности, усредненной за период сети, которая регулируется изменением имитируемого активного сопротивления R . При этом имитируемое активное сопротивление не должно меняться в течение периода сети, чтобы не создавать низкочастотных гармоник.

Рассмотрим симметричную систему напряжений, и, в соответствии с вышеуказанным допущением, осуществим формирование на выходе МП прямоугольного напряжения с частотой 50 Гц. Начальный фазовый сдвиг напряжения фазы A примем равным нулю. Условно период сети разделим на шесть секторов: первому и четвертому сектору соответствует наибольшее абсолютное значение мгновенного напряжения фазы B (первый — при отрицательном напряжении фазы B , четвертый — при положительном), второму и пятому — фазы A (второй — при положительном напряжении фазы A , пятый — при отрицательном), третьему и шестому — фазы C (третий — при отрицательном напряжении фазы C , шестой — при положительном).

Скважности управляющих импульсов ключей $Q1-Q6$ рассчитываются по следующим выражениям:

$$D_1 = \frac{u_A(t)}{R \cdot I(t)}; D_2 = -\frac{u_B(t)}{R \cdot I(t)}; D_3 = -\frac{u_C(t)}{R \cdot I(t)}; D_4 = -D_1; D_5 = -D_2; D_6 = -D_3. \quad (4)$$

Выбор нужной пары ключей для положительной полярности выходного напряжения происходит в блоке управления в соответствии с табл. 1.

Единичная скважность в таблице означает, что в данном секторе ключ включен постоянно. Для формирования выходного напряжения отрицательной полярности сигналы управления ключами $Q1-Q3$ и $Q4-Q6$ меняются местами (табл. 2).

Формирование выходного напряжения с частотой 50 Гц позволяет добиться еще одного эф-

Таблица 1. Распределение сигналов управления ключей в зависимости от номера сектора для положительной полярности выходного напряжения

Номер ключа	Сектор периода сети					
	1	1	3	4	5	8
Q1	D_1	1	D_1	0	$1 - D_2 - D_3$	0
Q2	$1 - D_1 - D_3$	0	D_2	1	D_2	0
Q3	D_3	0	$1 - D_1 - D_2$	0	D_3	1
Q4	0	$1 - D_5 - D_6$	0	D_4	1	D_4
Q5	1	D_5	0	$1 - D_4 - D_6$	0	D_5
Q6	0	D_6	1	D_6	0	$1 - D_4 - D_5$

Таблица 2. Распределение сигналов управления ключей в зависимости от номера сектора для отрицательной полярности выходного напряжения

Номер ключа	Сектор периода сети					
	1	2	3	4	5	6
Q1	0	$1 - D_5 - D_6$	0	D_4	1	D_4
Q2	1	D_5	0	$1 - D_4 - D_6$	0	D_5
Q3	0	D_6	1	D_6	0	$1 - D_4 - D_5$
Q4	D_1	1	D_1	0	$1 - D_2 - D_3$	0
Q5	$1 - D_1 - D_3$	0	D_2	1	D_2	0
Q6	D_3	0	$1 - D_1 - D_2$	0	D_3	1

Таблица 3. Распределение сигналов управления ключей в зависимости от номера сектора для формирования выходного напряжения матричного преобразователя с пятью ключами

Номер ключа	Сектор периода сети					
	1	2	3	4	5	6
Q1	1	D_2	0	1	D_2	0
Q2	0	D_3	1	0	D_3	1
Q3	D_4	1	D_4	D_4	1	D_4
Q4	D_5	0	D_5	D_5	0	D_5
Q5	D_6	0	D_6	D_6	0	D_6

фекта: при синхронизации выходного напряжения с одним из сетевых (например, фазы A), можно уменьшить число силовых ключей преобразователя до пяти (рис. 3). Скважности управляющих импульсов ключей преобразователя с пятью ключами рассчитываются в соответствии с (4) и приведены в табл. 3.

Применение МП с пятью ключами позволяет сохранить все свойства и преимущества классического МП с шестью ключами, за исключением возможности изменения выходной частоты, однако ввиду преимущественного большинства сва-

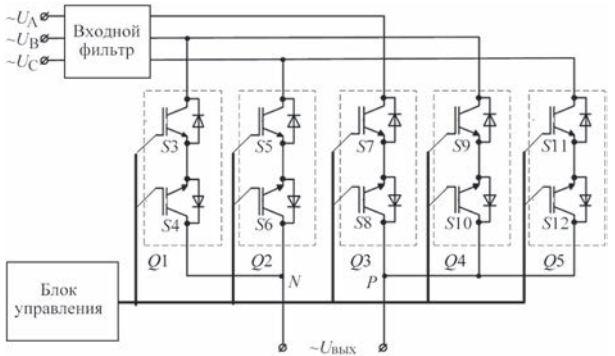


Рис. 3. Упрощенная электрическая схема матричного преобразователя с пятью ключами

рочных ИП, рассчитанных на работу с трансформатором промышленной частоты, это не является недостатком.

В результате математического моделирования в пакете MathCAD получены диаграммы входных токов, выходных напряжения и тока МП с пятью ключами (рис. 4, рис. 5). Параметры МП следующие: частота переключения 3,2 кГц, заданное выходное напряжение — прямоугольное, частотой

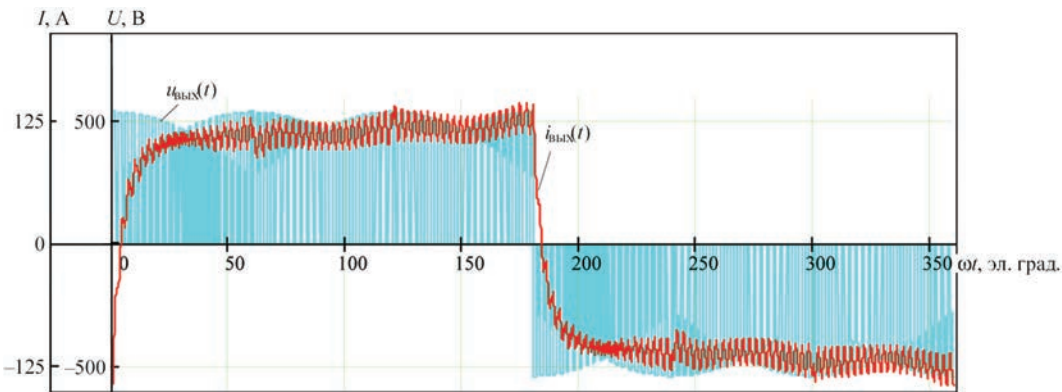


Рис. 4. Диаграммы выходных напряжения и тока МП с пятью ключами

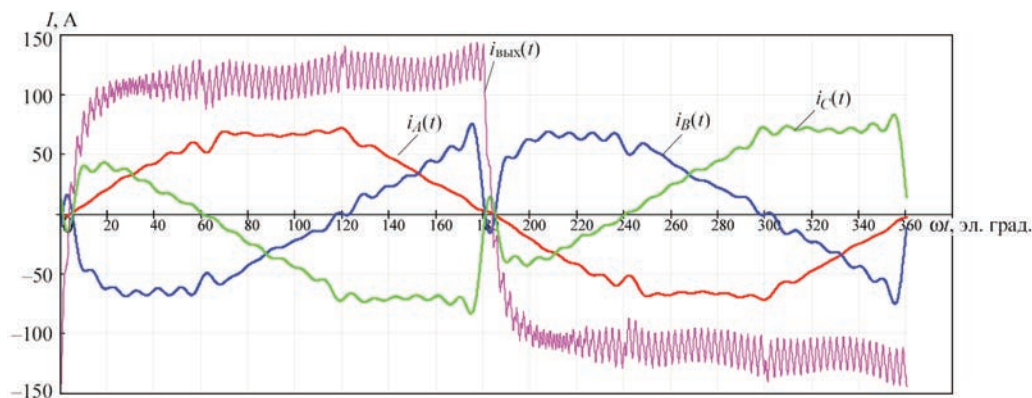


Рис. 5. Диаграммы входных токов МП с пятью ключами и его выходного тока

50 Гц и амплитудным значением 300 В; приведенные к первичной обмотке индуктивность рассеяния составляет 0,6 мГн, активное сопротивление 2,5 Ом; индуктивность входного фильтра 0,1 мГн, емкость входного фильтра 24 мкФ. Коэффициент несинусоидальности входного тока фазы, синхронизированной с выходным напряжением преобразователя, после фильтрации составляющих на частоте переключения, составляет около 6 %. Коэффициент мощности порядка 95,6 %, коэффициент несимметрии входных токов по обратной последовательности около 4 %.

Коэффициент мощности описанных ИП машин контактной сварки намного выше, чем у существующих тиристорных, который обычно не превышает 60 % [5]. При этом включение однофазной машины контактной сварки в трехфазную сеть с помощью описанных ИП не приводит к появлению несимметрии, а обеспечивает симметричное потребление токов, по форме близких к синусоидальным.

Применение МП для питания МКС дает еще один положительный эффект. При включении сварочного трансформатора от сети напрямую через тиристорный контактор [10] максимальное напряжение, подаваемое на первичную обмотку, достигает $\sqrt{3}U_{\phi}$. Выходное напряжение МП — не превышает $1,5U_{\phi}$. Однако при прямоугольной форме выходного напряжения МП с максимальной амплитудой $1,5U_{\phi}$ действующее значение первой гармоники напряжения составит $\frac{6}{\pi}U_{\phi}$, что позволяет уменьшить чувствительность к отклонениям напряжения сети, обеспечивая запас по напряжению порядка 10 % и повышая качество сварных соединений.

Применение описанных преобразователей и способа управления ими позволило добиться высокого качества сварочного процесса при кон-

тактной сварке, обеспечив при этом высокий коэффициент мощности ИП и электромагнитную совместимость его с электрической сетью

1. Письменный А. А. Повышение энергоэффективности машин для контактной точечной сварки за счет продольной компенсации реактивной мощности / А. А. Письменный // Автоматическая сварка. — 2014. — № 1. — С. 29 — 33.
2. Руденко П. М. Тиристорный преобразователь с непосредственной связью для питания контактных машин / П. М. Руденко, В. С. Гавриш // Автоматическая сварка. — 2013. — № 8. — С. 55–58.
3. Рымар С. В. Влияние однофазных источников питания сварочной дуги на электрическую сеть / С. В. Рымар, А. М. Жерносеков, В. Н. Сидоренко // Автоматическая сварка. — 2011. — № 12. — С. 9–15.
4. Сафронов П. С. Поліпшення електромагнітної сумісності джерел живлення для систем контактної зварювання / П. С. Сафронов, Ю. В. Бондаренко, О. Ф. Бондаренко [та ін.] // Технічна електродинаміка. — 2014. — № 5. — С. 89–91.
5. Вагин Г. Я. Режимы электросварочных машин / Г. Я. Вагин. — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Энергоатомиздат, 1985. — 192 с.
6. Поднебенная С. К. Снижение уровня помех, генерируемых сварочными источниками питания при помощи параллельного активного фильтра с повышенной эффективностью / С. К. Поднебенная, В. В. Бурлака, С. В. Гулаков // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії: збір. наук. праць. — Краматорськ: ДДМА, 2012. — № 3 (28). — С. 221–226.
7. Wagner M. Efficiency improvements for high frequency resistance spot welding / M. Wagner, S. Kolb // 15th European conference on power electronics and applications (EPE). — 2013. — P. 1–9. DOI: 10.1109/EPE.2013.6634720.
8. Saleem J. Power electronics for resistance spot welding equipment / J. Saleem // Mid Sweden University Licentiate Thesis. — Sundsvall. — 2012. — 42 p.
9. Лебедев В. К. Система питания для машин контактной сварки с транзисторным инвертором / В. К. Лебедев, А. А. Письменный // Автоматическая сварка. — 2003. — № 2. — С. 11–13.
10. Лебедев В. К. Система питания для машин контактной сварки / В. К. Лебедев, А. А. Письменный // Автоматическая сварка. — 2001. — № 11. — С. 28–32.
11. Поднебенная С. К. Особенности управления силовым параллельным активным фильтром / С. К. Поднебенная, В. В. Бурлака, С. В. Гулаков // Електромеханічні та енергетичні системи, методи моделювання та оптимізації: зб. наук. праць XI Міжнародної науково-технічної конференції молодих учених і спеціалістів у м. Кременчук, 9–11 квітня 2013 р. — Кременчук: КрНУ, 2013. — С. 168–169.

Поступила в редакцию 14.10.2016

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ



Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
А. В. Звягинцева (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитила 5 октября 2016 г. докторскую диссертацию на тему «Влияние легирования ниобием и молибденом на образование трещин в сварных соединениях стабильно аустенитных сплавов Ni–Cr–Fe».

Диссертация посвящена изучению механизма образования и закономерностей распространения горячих трещин на микроуровне в температурном интервале падения пластичности 600...1000 °С в многослойных швах со стабильноаустенитной структурой. Были исследованы многопроходные сварные соединения, выполненные на сплаве Inconel 690 часто используемой в промышленности сварочной проволокой Inconel 52 системы легирования Ni–Cr–Fe. Для исследований также была выбрана присадочная проволока In 52 MSS системы легирования Ni–Cr–Fe–Nb–Mo.

В работе рассмотрены структурные изменения в условиях сварочного цикла. Исследование механизма образования и распространения трещин в пределах нескольких зерен, приводящего к разрушению материала в результате термосилового воздействия в материалах с ГЦК-решеткой, проводилось в рамках отдельных подсистем многоуровневой модели деформируемого твердого тела. Были рассмотрены подсистемы: кристаллическая решетка, подсистема дефектов кристаллической решетки, границы зерен, фазовые особенности, их функциональные взаимосвязи и закономерности их самосогласованного изменения в полях внешних воздействий.

Установлено, что при определенных термодеформационных условиях, а именно, при достижении локализованной на границе зерна деформации 40 %, в температурном интервале $0,6...0,8T_s$ трещины возникают и распространяются по большеугловым границам зерен. Швы системы легирования Ni–Cr–Fe имеют высокую чувствительность к образованию трещин провала пластичности в зоне термического влияния многопроходного шва. Изменение системы легирования путем дополнительного введения Nb и Mo приводит к изменениям в распределении фаз и локальных структурных характеристик, а именно,

плотности дислокаций ρ , уровня локализованной деформации $\epsilon_{\text{л}}$, локальных внутренних напряжений $\tau_{\text{л/вн}}$. Установлено, что тонкая структура шва Ni–Cr–Fe характеризуется высокой плотностью дислокаций, особенно у границ зерен (порядка до $\rho \sim 10^{11}...2,2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$); высоким уровнем локализованной деформации (до $\epsilon_{\text{л}} = 30...40 \%$) и значительными локальными внутренними напряжениями у границ зерен. В шве Ni–Cr–Fe–Nb–Mo имеет место равномерное (без градиентов) распределение плотности дислокаций, низкий и равномерный уровень локализованной деформации (до $\epsilon_{\text{л}} = 6 \%$) и локальных внутренних напряжений.

Исследования показали, что пониженные значения энергии дефекта упаковки (до $\gamma_{\text{зду}} = 0,19 \text{ Дж/м}^2$) в случае дополнительного легирования Nb и Mo характеризует стойкость к образованию трещин провала пластичности в сварных соединениях сталей и сплавов с ГЦК структурой, поскольку низкая энергия дефекта упаковки препятствует созданию градиента деформаций в пределах граница зерна/тело зерна.

Одной из определяющих причин образования трещин провала пластичности (ТПП) являются сегрегационные процессы. Образующиеся на поверхностях раздела, в том числе на участках большеугловых границ, ограниченных температурным интервалом провала пластичности и зафиксированные ОЖЕ спектрометром, монослои серы толщиной 0,5...1,0 нм и кислорода, толщиной 0,5...1,0 нм, усиленные локализованной деформацией, могут являться причиной возникновения горячих трещин.

Использование комплекса экспериментальных исследований, реализуемых в сканирующем растровом электронном микроскопе «Zeiss» EVO-50 с применением CCD-детектора, и методов цифровой обработки изображений, в том числе двухмерного прямого дискретного Фурье-преобразования картин Кичучи, позволило определить границы, склонные к образованию ТПП (имеющие разориентацию 45...60°), и деформации кристаллической решетки в локальных участках зерен, примыкающих к трещинам.

Выполненные исследования открывают возможность прогнозирования физических принципов поведения изучаемых сплавов в процессе сварки и увеличения вероятности получения сварных соединений без дефектов.



А. А. Максименко (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины) защитил 19 октября 2016 г. кандидатскую диссертацию на тему «Свариваемость микролегированных сталей с $\sigma_T = 350...460$ МПа и упрочнение сварных соединений с накопленными усталостными повреждениями».

Диссертация направлена на получение знаний о структурных изменениях, которые происходят на участке перегрева металла ЗТВ высокопрочных низкоуглеродистых микролегированных ванадием и ниобием сталях класса прочности С350-С460 в процессе сварки и в процессе внешнего циклического нагружения изгибом, и установлении их влияния на физико-механические свойства и циклическую долговечность сварных соединений сталей S355J2 и 10Г2ФБ.

Исследованиями показано, что в результате воздействия на металл ТЦС, структура стали S355J2 и 10Г2ФБ меняется соответственно от ферритно-бейнитной и бейнитной при $w_{6/5} = 3,0$ °C/с до бейнитной и бейнитно-мартенситной при 50 °C/с. Показатели прочности металла ЗТВ стали S355J2 по отношению к основному металлу растут, а пластичность уменьшается. Пластические свойства металла ЗТВ стали 10Г2ФБ, независимо от $w_{6/5}$,

выше исходных. При $w_{6/5} \leq 10$ °C/с наблюдается разупрочнение металла ЗТВ стали 10Г2ФБ. Показано, что при малых $[H]_{\text{диф}} \leq 5,0$ мл/100 г в наплавленном металле склонность металла ЗТВ сварных соединений сталей 10Г2ФБ и S355J2 к замедленному разрушению не проявляется.

Экспериментально установлено, что при росте количества циклов нагружения от $0,45 N_{Fr}$ к N_{Fr} параметры структуры уменьшаются по сравнению с исходным состоянием, а плотность дислокаций увеличивается. За счет этого показатели предела текучести металла увеличиваются на 20...22 %, а сопротивляемость хрупкому разрушению уменьшается в 1,6 раза. Доказано, что как в модельных образцах, так и в сварных соединениях, уже на стадии накопления повреждений наблюдается рост показателей градиента напряженности магнитного поля. Непосредственно перед разрушением их величина по отношению к исходному состоянию увеличивается в 5...6 раз.

Показано, что в тавровых сварных соединениях с накопленными повреждениями после упрочнения наплавкой и высокочастотной механической проковкой возможно достичь долговечности соединений на уровне после первичной сварки. На основании выполненных исследований разработаны обобщенные рекомендации относительно технологических процессов сварки сталей класса прочности С350-С460.

МЕЖДУНАРОДНЫЙ ФОРУМ ПО ЭЛЕКТРОНИКЕ



С 3 по 5 октября 2016 г. в городе Таллинн (Эстония) состоялась 15-я Балтийская конференция по электронике (BEC 2016). Организатором конференции выступил Таллиннский технологический университет (ТТУ), который выступает постоянным организатором уже 14 таких конференций начиная с 1987 г.

Конференция традиционно посвящена результатам новейших исследований и разработок в области электроники, микро- и нанотехнологий, встраиваемых систем, надежной вычислительной техники, обработки сигналов. Международным комитетом конференции было отобрано 48 работ, представленных научно-исследовательскими организациями и университетами из Эстонии, Латвии, Литвы, Венгрии, Финляндии, Швеции, Чехии, Словацкой Республики, Словении, Германии, России, Португалии, Украины, Польши, США, Франции, Италии, Испании, Индии. Темы представленных на конференции докладов включали вопросы анализа, проектирования, моделирования, оптимизации процессов в компонентах и системах электронного оборудования. Все материалы, представленные авторами, прошли экспертизу с привлечением международных экспертов, а принятые документы будут размещены в базе данных IEEE Xplore.

Институтом электросварки (ИЭС) им. Е. О. Патона НАН Украины, Национальным техническим университетом Украины (КПИ) совместно с Таллиннским технологическим университетом на конференции был представлен совместный доклад: «Влияние скин-эффекта на прохождение тока через электроды электрохирургических инструментов и биологическую ткань», авторы: Владимир Сидорец (ИЭС), Андрей Дубко (ИЭС, КПИ), Олександр Бондаренко (КПИ), Роман Косенко (ТТУ) (докладчик — Андрей Дубко). Работа была посвящена анализу распределения плотности тока в медном электроде и биологической ткани, что является основой для разработки новых эффективных электрохирургических инструментов. Прошедший форум способствовал обсуждению широкого круга междисциплинарных вопросов, установлению деловых контактов, касающихся, в том числе, аспектов, связанных с усовершенствованием медицинской техники.

А. Г. Дубко



69-я ЕЖЕГОДНАЯ АССАМБЛЕЯ МЕЖДУНАРОДНОГО ИНСТИТУТА СВАРКИ

Международный институт сварки на сегодня включает представителей из 59 стран мира, работающих в области сварки и родственных технологий в направлении разработки передовых технологий, их внедрения в промышленность, унификации программ обучения, аттестации и сертификации персонала. В 2016 г. с 10 по 15 июля более 700 представителей из 48 стран собрались в г. Мельбурне (Австралия) в ходе 69-й Ежегодной Ассамблеи и Международной конференции. В трехдневном марафоне заседаний рабочих групп приняли участие 512 экспертов.

Австралийская зима придала мероприятию неповторимую атмосферу. Церемонию открытия начали с очищающего ритуала, который провел Йан Хантер, специально приглашенный Старейшина Вурунджери. Также в Церемонии открытия Ассамблеи приняли участие Президент МИС проф. Гэри Марки, Исполнительный директор МИС д-р Сесиль Майер и Исполнительный директор Института сварочных технологий Австралии Джефф Криттенден. С презентацией о глобализации современной промышленности и роли в этом процессе Международного института сварки выступил Вейн Хейнс, Генеральный менеджер по Промышленности и Инновациям DCNS Australia.

Участники Ассамблеи имели возможность поближе познакомиться с современной промышленностью Австралии в ходе технических визитов, среди которых были Австралийский синхротрон и Центр 3D печати CSIRO.

Заседания рабочих групп. В ходе Ассамблеи провели свои заседания более 20 комиссий, избирательных комитетов и групп, объединяющих инженеров, преподавателей, инструкторов, ученых из ведущих компаний, институтов и университетов стран — членов МИС.

Направления работы групп включают процессы, практическое их применение, а также вопросы, связанные с персоналом, а рассматриваемые темы варьируются от теории сварочных процессов и механики разрушения до лучевых процессов и объемной печати. В современных условиях многие из этих направлений пересекаются, поэтому были проведены совместные заседания.

К примеру, комиссии C-XVI (соединение полимеров и адгезионные технологии) и C-V (неразрушающий контроль и обеспечение качества в сварке) провели совместный семинар. Необходимость совместной работы обусловлена стремительным

расширением применения полимеров, например, для снижения веса летательных аппаратов и, как следствие, снижения потребления горючего и уменьшения выброса в атмосферу диоксида углерода. Это, в свою очередь, приводит к необходимости разработки новых материалов (например, армированных полимеров), технологий их соединения, разработки и стандартизации методов контроля.

Комиссия C-VI (унификация терминологии) провела совместное заседание с представителями C-VIII (охрана здоровья и окружающей среды) и C-IV (лучевые процессы) для актуализации перечня терминов, используемых в современной промышленности. Эта работа направлена на облегчение общения между представителями сварочных сообществ.

В ходе Ассамблеи провели свои традиционно насыщенные сессии комиссия C-XIV (обучение персонала) и IAB (международная комиссия по обучению, аттестации и сертификации). В рамках их работы с 1998 г. в мире было присвоено более 120000 индивидуальных квалификаций, а прирост количества выданных дипломов за последний год составил 10000. Всего в ходе работы ассамблеи рабочие группы и комиссии рекомендовали 128 статей к публикации в журнале «Welding in the World», 3 книги и 13 рекомендаций к стандартам, которые будут переданы в Международную организацию по стандартизации (ISO). На сегодня МИС совместно с ISO ведет 49 проектов стандартов, среди которых 24 посвящены разработке новых документов.

В последние годы немало усилий было приложено для привлечения молодых профессионалов к работе в МИС. Для этой цели была создана отдельная группа TG-YL (группа молодых лидеров). В Мельбурне группа провела два мероприятия, в которых приняли участие 110 молодых профессионалов и студентов — участников ассамблеи и Международной конференции. По инициативе группы планируется проведение коллоквиумов в ряде стран при поддержке МИС, направленных на установление контактов между студентами и молодыми специалистами, работающими в области сварки.

Международная конференция. Конференция 2016 г. получила название «From concept to decommissioning: The total life cycle of welded components» (От идеи до утилизации: полный

жизненный цикл сварных изделий). Представленные в ходе двухдневной работы конференции доклады были посвящены проектированию, производству, монтажу, обслуживанию и ремонту, инспекции, продлению ресурса и утилизации. Они были разделены на секции:

- сварка как часть производственного процесса;
- автоматизация сварки;
- эксплуатация, инспекция и технический контроль;
- ремонт и продление ресурса работы.

Приглашенными лекторами были д-р Стюарт Кеннон (лекция о роли сварочных технологий в работе боевых кораблей в прошлом, настоящем и будущем) и д-р Мартин Прейджер (лекция о сварке конструкций, работающих под давлением).

Генеральная Ассамблея. Генеральная Ассамблея была проведена 10 июля и охватывала вопросы работы МИС — от показателей качества до финансовых аспектов.

Исполнительный директор МИС д-р Сесиль Майер презентовала ряд нововведений, среди которых: оптимизация веб-сайта института, выпущенные в течение года буклеты, переезд администрации института на северо-восток Франции в Йюс (однако местом проведения зимних заседаний остается Париж).

Окончательно утвержден следующий Директор МИС — Дуг Лучиани (Канада), который примет этот пост летом 2017 г. На данный момент он является казначеем МИС.

Новыми членами Совета директоров стали д-р Мустафа Кочак (Турция), д-р Анур Кумар Бхадури (Индия) и Дэвид Лэндон (США). Джоуко Лассила (Финляндия) занял пост вице-президента вместо Хулии Гедик-Садикар (Турция).

Произошли изменения и в составе Технического Совета (ТМВ). Закончился срок работы в составе совета у д-ра Михаила Карпенко (Новая Зеландия), д-ра Владимира Пономарева (Бразилия), проф. Вели

Куджанпаа (Финляндия) и д-ра Майкла Ретмайера (Германия). В состав совета сроком на три года вошли проф. Кеннет МакДональд (Норвегия), проф. Манабу Танака (Япония), проф. Шиян Ли (Китай) и Кристоф Герритсен (Бельгия), а также доц. Туба Карахан (Турция) сроком на 1 год.

По рекомендации Комиссии С-V (неразрушающий контроль и обеспечение качества в сварке) были закрыты четыре рабочих группы в связи с завершением их работы, а по рекомендации ТМВ — избирательный комитет по кораблестроению.

Было утверждено место проведения следующих ассамблей: в 2017 г. — Шанхай (Китай), с 25 по 30 июня; в 2018 г. — Турция, 2019 — Братислава (Словакия), 2020 — Сингапур.

Награды. В 2016 г. в ходе Ассамблеи были вручены следующие награды за вклад в развитие сварки и родственных процессов и технологий:

Награда Анри Граньона (за выдающиеся технические достижения):

– Категория А (технология соединения и производства) — д-р Сайед Мохаммад Гушегир (Германия) за статью «Friction spot joining of aluminum-CFRP hybrid structures» («Точечная сварка трением с перемешиванием гибридных изделий из алюминия и CFRP-полимеров»);

– Категория В (свариваемость материалов) — Каролин Финк (Германия) за статью «An investigation on ductility — dip cracking in the base metal heat-affected zone of wrought nickel base alloys — metallurgical effects and cracking mechanism» («Исследование вязкого разрушения в основном металле и ЗТВ при сварке деформируемых никелевых сплавов — влияние металлургии на механизм растрескивания»).

Медаль Андре Лероя (за программные продукты для нужд сварочного производства и обучения) — Джон Петковшек (США, Lincoln Electric Company) за интерактивный DVD по технике безопасности.



Награда за лучшую статью в журнале «Welding in the World» — В. Маурер, В. Эрнст, Р. Паух, Р. Валлант, Н. Энзингер (Австрия) за публикацию «Evaluation of the factors influencing the strength of an HSLA steel weld joint with softened HAZ» («Оценка факторов, влияющих на прочность высокопрочных низколегированных сталей с разупрочнением в ЗТВ»).

Награда Уго Геррера (за уникальный дизайн сварных конструкций, материалы или способ производства) — команда Agur и Yongnam за крышу Национального стадиона в Сингапуре.

Награда Йошиаки Арата (за выдающиеся достижения в фундаментальных исследованиях) — д-р Вейн Томас (Великобритания).

Награда Халил Кайя Гедика (за личный выдающийся вклад в развитие сварочной науки и технологии) — д-р Катаока (Япония) за исследования в области сварки в CO_2 с ультразвуком разбрызгиванием.

Также были вручены награды за участие в работе МИС:

– медаль Вальтера Эдстрома (за индивидуальный вклад в работу МИС) — проф. Ульрих Дилтей (Германия);

– награда Артура Смита (за длительное участие в работе структурных подразделений МИС) — Карл-Густав Линдвольд (Финляндия);

– медаль Томаса (за вклад в разработку международных стандартов и исследования в области глобализации и стандартизации сварочного производства) — Роберт Шоу (США);

– награда за региональную деятельность (за весомый вклад в развитие сварочных процессов и технологий и инновационную деятельность в конкретном регионе) — д-р Даниель Алмейда (Бразилия);

– проф. Джон Норриш (Австралия), д-р Муштафа Кочак (Турция), д-р Дамиан Котеки (США), проф. Казутоши Нишимото (Япония), Крис Смолбоун (Австралия) — за активное участие в работе МИС;

– проф. Бруно Мейстер — за участие в 40 ассамблеях МИС;

– д-р Арпад Ковес (Словения), Хенк Бодт (Нидерланды), д-р Вацлав Минарик (Чехия), проф. Дорин Дехелин (Румыния) — за участие в 20 ассамблеях МИС;

– д-р Марк Харценмозер (Швейцария), Измо Мюронен (Финляндия), Хенрик Писарски (Великобритания), Энн Рорке (Австралия), д-р Надежда Волкова (Россия) — за участие в 10 ассамблеях МИС.

Е. П. Чвертко, канд. техн. наук

58-я МЕЖДУНАРОДНАЯ СВАРОЧНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ТЕХНОЛОГИИ XXI ВЕКА» И МЕЖДУНАРОДНАЯ СВАРОЧНАЯ ВЫСТАВКА EXPOWELDING-2016

18–20 октября 2016 г. в г. Сосновице (Польша) была проведена 58-я Международная сварочная конференция «Технологии XXI века». Конференция была организована Институтом сварки Польши и проходила в выставочном комплексе «ExpoSilesia» в рамках международной специализированной выставки ExpoWELDING-2016.

Выставка ExpoWELDING-2016. С 18 по 20 октября 2016 г. в Сосновице была проведена очередная международная специализированная выставка ExpoWELDING-2016, которая является одним из самых крупных событий сварочной индустрии Центральной и Восточной Европы. В работе выставки приняло участие более 174 компаний из Польши, Чехии, Германии, Турции, Нидерландов, Словакии, Украины, Канады, Финляндии, Тайваня и Швеции. На стендах выставки были представлены основные крупные сварочные



компании мира. Выставку посетило около 5000 специалистов сварочной индустрии из Польши и др. стран, было продемонстрировано 40 новых продуктов. Выставка ExpoWELDING-2016 фак-

тически являлась также и ярмаркой роботизации и автоматизации сварочных процессов применительно к различным отраслям промышленности. Впервые в выставке приняли участие пять украинских компаний на объединенном стенде, среди которых ИЭС им. Е. О. Патона, ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» (г. Киев), ООО «Вита Полис» (г. Боярка, Киевская область), ООО «Сумы Электрод» (г. Сумы), а также завод автогенного оборудования «Донмет» (г. Краматорск).

Все украинские компании уже известны не только в Украине, но и за ее пределами. Сегодня ООО «ТМ.ВЕЛТЕК» — крупнейший производитель порошковых проволок для наплавки с широкой линейкой материалов; ООО «Вита Полис» — молодая, но амбициозная компания, специализирующаяся на производстве проволок для сварки углеродистых, низколегированных, высокопрочных, нержавеющей и жаростойких сталей, сплавов на никелевой основе; ООО «Сумы Электрод» — ведущий производитель высококачественных сварочных электродов специального назначения.

Объединенный стенд был организован Международной Ассоциацией «Сварка» по инициативе ИЭС им. Е. О. Патона и широко использовался для проведения переговоров между польскими и украинскими специалистами. На стенде была проведена презентация технологии сварки дугой, вращающейся в магнитном поле, которая вызвала заинтересованность у представителей польской промышленности.

Во время работы выставки состоялся очередной XVIII Совет Международной Ассоциации «Сварка», в работе которого приняли участие учредители МАС: ИЭС им. Е. О. Патона, Польский институт сварки, «КЗУ групп инженеринг» (Болгария), Институт сварки «ЮГ» (Македония). Совет утвердил основные направления деятельности МАС на перспективу и принял решение о проведении очередного XIX Совета МАС в сентябре 2017 г. в Германии.

По завершению работы выставки состоялась церемония награждения участников почетными дипломами выставки. Среди награжденных — Международная Ассоциация «Сварка» за вклад в международное сотрудничество.

Сварочная конференция «Технологии XXI века». В работе конференции приняло участие более 350 ученых и специалистов из Польши, Германии, Нидерландов, Словакии, Украины, Финляндии. В рамках конференции была проведена сессия «Роль сварки в конструкциях атомных электростанций в аспекте польской промышленности», на которой было представлено пять докладов. К началу конференции пленарные докла-

ды были изданы в специальном выпуске журнала «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa» №5, 2016.

Ниже приведены рефераты ряда представленных на конференции докладов.

Г. Б. Маркис — «МИС: развитие наилучшего глобального практического опыта при оценке усталостной прочности сварных конструкций». В докладе рассматривается деятельность Международного института сварки (МИС), который функционирует в качестве мировой сети по обмену информацией в области технологий соединения с целью улучшения глобального качества жизни. Одна из рабочих групп, которой является Комиссия XIII, концентрируется на новых результатах научных исследований и применении инновационных технологий с целью предотвращения усталостных разрушений сварных конструкций. В настоящее время осуществляется разработка нескольких новых рекомендаций по повышению усталостной прочности сварных конструкций. Одна из них касается применения механической высокочастотной обработки в качестве метода повышения усталостной прочности сварных конструкций.

Е. Майсс — «DIN 2304: требования по качеству при склеивании». Используемые в настоящее время клеи — это продукты высокого качества. Соответствующее их использование ведет к получению безотходного производства. Если ошибки все-таки возникают, то в более чем 90 % случаев это связано с ошибками в процессе склеивания, а не с используемым клеем, поэтому стандарт DIN 2304 оговаривает требования по качеству с целью надлежащего использования клеев. Стандарт DIN 2304 описывает также современное состояние технических знаний в области организации профессионального внедрения процессов склеивания на предприятии. В связи с этим качество процесса склеивания будет соответствовать качеству процесса склеивания на производстве. С этой точки зрения DIN 2304 касается всех клеевых соединений, главным заданием которых является работа в условиях нагружения независимо от механических и пластических свойств, а также механизма твердения используемого клея. В связи с тем, что OEM Working Group «Automotive» приняла решение по внедрению стандарта на своих производствах, DIN 2304 может в краткие сроки превратиться в общемировой стандарт как для изготовителей автомобилей, так и других поставщиков.

С. Кейтель, У. Вольски, У. Мюкенхайм, Х. Зондерхаусен, И. Мюглиц — «Роботизированное сварочное MIG оборудование для больших стальных конструкций». Размеры сварных изделий, геометрия и качественные стандарты в области ветроэнергетики требуют автоматизации. При-



Стенд Института сварки Польши

менение традиционных промышленных роботов часто является невозможным в связи с уровнем безопасности, затратами, доступными рабочими местами и необходимым временем по подготовке программ. С другой стороны, типичные задания по обработке, такие как резка, дуговая сварка и ультразвуковой контроль, являются настолько сложными, что не могут быть механизированы с помощью простой оснастки. Небольшое, дешевое, модульное оборудование на рельсовых путях, известное как гусеничное, заполняет пробел между простыми механизированными устройствами с одной стороны и промышленными роботами с другой. Они характеризуются простотой обслуживания и удобством при эксплуатации, даже в сложных полевых условиях, а также и возможностью программирования и управления с помощью датчиков перемещением, как в случае использования промышленных роботов. В статье оговорены возможности и ограничения представленной концепции на нескольких примерах по ее использованию.

М. Фидлер, А. Плоцнер, Б. Руцингер, В. Шерлайтнер — «Влияние различных модификаций сварочных процессов на свойства соединений из высокопрочной стали». Время охлаждения в



Стенд компании «Фрониус»

температурном интервале 800...500 °С является важным показателем, определяющим свойства сварных соединений высокопрочных сталей. В процессе сварки время охлаждения $t_{8/5}$ может управляться путем изменения количества вводимого в металл тепла, а также изменением толщины свариваемого металла. Современные методы дуговой сварки благодаря ограничению вводимого в металл тепла обеспечивают одновременно сохранение коэффициента плавления и улучшают стабильность уровня прочности с помощью оптимизированных установок источника питания. В статье проведено сравнение влияния на свойства шва традиционных процессов сварки, таких как дуговая сварка в защитных газах короткой дугой, со струйным переносом и импульсная, а также нововведенных процессов: PMC (Pulse Multi Control) и других. Особое внимание обращено на свойства наплавленного металла и металла сварных соединений. Представлены разработанные на этом основании практические выводы и рекомендации, целью которых является оптимизация свойств сварных соединений.

Я. Гурка, С. Стано — «Лазерная сварка тавровых соединений из термомеханически прокатанной стали толщиной 10 мм». Представлены



Объединенный стенд украинских компаний



Во время проведения Совета МАС



Участники конференции — «пафоновцы» разных лет, слева направо: Л. Н. Орлов (ООО «ТМ.Велтек», г. Киев), М. Беловев (КЗУ групп инженеринг, г. София), С. Г. Григоренко (ИЭС, г. Киев)

исследования, касающиеся технологии лазерной сварки без присадки тавровых соединений из термомеханически прокатанной стали повышенной прочности S700MC толщиной 10 мм. Образцы сваривались с одной и двух сторон. Проведенный контроль качества позволил классифицировать соединения на уровне качества В по стандарту PN-EN ISO 13919-1. В случае односторонней сварки при использовании луча мощностью на уровне 11 кВт получено проплавление глубиной 8 мм без существенной деформации вертикальной стенки. Полученные двухсторонние сварные соединения характеризуются требуемой геометрической формой, а размеры обнаруженных в швах пор не превышают критических размеров для уровня качества В (высокие требования). Структура шва является бейнитно-ферритной, а твердость повышается, примерно $HV1 - 60$ по отношению к твердости основного металла ($HV1 - 280$). В области ЗТВ наблюдается небольшое уменьшение твердости по сравнению с основным металлом.

В. Ван дер Мее — «Сварка двухфазных коррозионностойких сталей». Представлены двухфазные стали, применяемые в современных отраслях промышленности. Детально оговорены все типы этих сталей (duplex, super duplex, lean duplex и hyper duplex), их свойства с учетом коррозионной стойкости, а также основные области применения. Представлены вопросы, связанные с технологией сварки, охватывающие подготовку основного металла, способы и техники сварки, требования по количеству введенного тепла, а также термообработкой до и после сварки. Обращено внимание на растущую долю

двухфазных сталей, используемых при изготовлении сварных конструкций, а также представлены перспективы дальнейшего развития.

П. Бернасовски, А. Петранова — «Аварии конструкций из аустенитных сталей — анализ примеров». Представлены примеры аварий конструкций, выполненных из аустенитных сталей. Первый пример касается центробежно-литой трубы диаметром $52,6 \times 5,8$ мм, выполненной из стали марки 25-35 CrNi, которая работала при повышенной температуре в восстановительной среде ($a_c \gg 1$). Представлены результаты исследований конструкционных элементов, таких как деталь водомера и трубопровод охлаждающей воды из аустенитной стали. В обоих случаях в течение достаточно короткого времени эксплуатации обнаружены течи. На основании проведенных исследований установлено, что причиной аварий была микробиологическая коррозия, вызванная бактерией, восстанавливающей серу (SRB), а не технология сварки.

О. Обрух, С. Юттнер, Г. Баллимитер, М. Кун, К. Дродер — «Сварка давлением гибридных элементов из армированного стеклопластика (FRP) и стали с использованием металлических вставок специальной конструкции». Представлена технология сварки образующих гибридную конструкцию композитов с металлическими элементами с помощью вспомогательных соединительных элементов. Оптимизация проникновения этих элементов в материал композитов проводилась с использованием итерационного процесса, полагая, что уровень разрушения этого материала будет самым низким. В статье кроме того представлены принципиальные требования по сварке давлением вспомогательных элементов с точки зрения перспективы этого процесса. Представлены и проанализированы разные концепции соединения этих элементов. Обращено внимание на применение низкого уровня вводимой в материал энергии



Церемония награждения; слева направо: директор МАС А. Т. Зельниченко, директор Института сварки Польши А. Пиетрас, проф. Я. Пилярчик

с целью минимализации теплового разрушения композитов и вытекающие из этого требования по новому подходу к точечной сварке. Описаны также механические свойства соединений и режимы сварки давлением.

Я. Адамiec — «Свойства сваренных лазером оребренных труб из сплава никеля». Представлены результаты оценки свойств оребренных труб из сплава никеля Inconel 625, касающиеся их термического КПД, высокотемпературной и электрохимической коррозионной стойкости. Установлено, что применение ребер для увеличения поверхности теплообмена почти втрое повышает термическое КПД оребренных труб при сохранении повышенной коррозионной стойкости в атмосфере продуктов горения и стойкости на воздействие электрохимической коррозии.

С. Г. Григоренко, С. В. Ахонин, В. Ю. Белоус, Р. В. Селин — «Влияние термической обработки на структуру и свойства сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой высоколегированного титанового сплава». В работе рассмотрены особенности формирования соединения высоколегированного высокопрочного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава при электронно-лучевой сварке в вакууме. Исследования проводили на образцах сплава системы легирования Ti-Al-Mo-V-Nb-Cr-Fe-Zr, полученного методом электронно-лучевого переплава.

Изучено влияние термического цикла сварки и последующей термической обработки на структурно-фазовые превращения в металле шва и зоне термического влияния сварных соединений. В металле шва и ЗТВ соединений формируется структура с преобладанием метастабильной (β -фазы),

что способствует снижению показателей пластичности и ударной вязкости.

Для улучшения структуры и механических свойств сварных соединений, выполненных ЭЛС, необходимо проведение последующей термической обработки. Наилучший комплекс механических характеристик исследуемых сварных соединений был получен после проведения печной термообработки (отжиг при $T = 900^\circ\text{C}$ в течение 1-го часа, охлаждение в печи), которая способствует получению практически однородной структуры и распаду метастабильных фаз в шве и ЗТВ.

А. А. Голякевич, Л. Н. Орлов — «Опыт применения электродуговой наплавки порошковой проволокой на предприятиях Украины». Описан опыт повышения ресурса деталей оборудования, применяемого в различных отраслях промышленности путем нанесения упрочняющих слоев на изделия электродуговой наплавкой порошковыми проволоками. Стойкость к износу восстановленного оборудования, например, в условиях прокатки стали и ее правки достигается формированием в наплавленном металле мартенситной матрицы, упрочненной дисперсными карбидами.

М. Белоев, Н. Ловов — «Некоторые технологические аспекты сварки емкостей для хранения аммиака». Оговорены факторы, связанные с коррозионным растрескиванием под напряжением в процессе эксплуатации емкостей для хранения аммиака. Представлены особенности технологии сварки, целью которых является обеспечение максимальной долговечности этих емкостей, методы уменьшения сварочных напряжений и неразрушающие методы контроля остаточных напряжений после операций их снятия.

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



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

Восьмая международная конференция ЛУЧЕВЫЕ ТЕХНОЛОГИИ В СВАРКЕ И ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

11 – 15 сентября 2017 г.
Украина, Одесса, отель «Курортный»

Председатели программного комитета
академик И.В. Кривцун
проф. В.С. Коваленко

Тематика конференции

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

Подача заявок на участие и тезисов докладов до 23.06.2017 г.

ОБОРУДОВАНИЕ ♦ ТЕХНОЛОГИИ ♦ МОДЕЛИРОВАНИЕ



АДРЕС ОРГКОМИТЕТА
Украина, 03680, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11
Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины
Тел./факс: (38044) 200-82-77, 200-81-45
E-mail: journal@paton.kiev.ua
<http://pwi-scientists.com/rus/itwmp2017>



ПОДПИСКА на журнал «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

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

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



**Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка»
на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com>
В 2016 г. в открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2014 гг. в формате *.pdf.**

Реклама в журнале «АВТОМАТИЧЕСКАЯ СВАРКА»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки, 190×190 мм
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки, 200×290 мм
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки, 200×290 мм
- Вклейка А4, 200×290 мм
- Разворот А3, 400×290 мм
- 0,5 А4, 185×130 мм

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм

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

Все файлы в формате IBM PC

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

Стоимость рекламы и оплата

- Цена договорная

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

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

- Для постоянных партнеров предусмотрена система скидок

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

- Публикуется только профильная реклама (сварка и родственные технологии)

- Ответственность за содержание рекламных материалов несет рекламодатель

Подписано к печати 23.11.2016. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,09. Усл.-отт. 10,09. Уч.-изд. л. 10,22.

Печать ООО «Фирма «Эссе».

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