



## 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,

В. Ф. Хорунов, К. А. Ющенко

Ученые университетов Украины

М. Н. Брыков, ЗНТГУ, Запорожье,

В. В. Дмитрик, НТУ «ХПИ», Харьков,

В. Ф. Квасницкий, НУК, Николаев,

В. Д. Кузнецов, НТУУ «КПИ», Киев

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 Иудеи и Самарии, Ариэль, Израиль

В. И. Лысак

Волгоградский гос. техн. ун-т, РФ

У. Райсен

Ин-т сварки и соединений, Аахен, Германия

Я. Пилярчик

Ин-т сварки, Гливице, Польша

О. И. Стеков

РНТСО, Москва, РФ

Г. А. Турчин

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

Ответственный секретарь

Б. В. Хитровская

Редакторы

Т. В. Юштина, Н. А. Притула

Электронная верстка

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

Адрес редакции

ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ

03680, Украина, Киев-150,

ул. Боженко, 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 НАНУ,

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

Фирма «Плазма–Мастер ЛТД» — по пути инновационного  
развития ..... 3

## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ

Устинов А.И., Фальченко Ю.В., Мельниченко Т.В., Петруш-  
инец Л.П., Ляпина К.В., Шишкин А.Е. Диффузионная сварка  
в вакууме нержавеющей стали через пористые прослойки  
никеля ..... 5

Дмитрик В.В., Соболев О.В., Погребной М.А., Сыренко Т.А.  
Особенности деградации металла сварных соединений паро-  
проводов ..... 12

Покляцкий А.Г., Клочков И.Н., Мотрунич С.И. Некоторые  
преимущества стыковых соединений тонколистовых дефор-  
мируемых алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М, полу-  
ченных сваркой трением с перемешиванием, по сравне-  
нию с ТИГ ..... 18

Левченко О.Г., Безушко О.Н. Термодинамика образования  
соединений хрома в сварочных аэрозолях ..... 24

Махлин Н.М., Коротынский А.Е. Асинхронные возбудители и  
стабилизаторы дуги. Анализ и методика расчета. Часть 2 ..... 28

## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Кучук-Яценко С.И., Руденко П.М., Гавриш В.С., Дидковс-  
кий А.В., Антипин Е.В. Преобразователь частоты и числа  
фаз для контактной стыковой сварки рельсов ..... 41

Кривцун И.В., Хаскин В.Ю., Коржик В.Н., Ло Цзыи. Промыш-  
ленное применение гибридной лазерно-дуговой сварки  
(Обзор) ..... 44

Савуляк В.И., Заболотный С.А., Бакалец Д.В. Оценка проч-  
ности соединений, полученных сваркой с сопутствующей  
пайкой ..... 51

## Неразрушающий контроль сварных соединений

Троицкий В.А. Новые возможности радиационного контроля  
качества сварных соединений ..... 56

## ХРОНИКА

XX сессия Научного совета по новым материалам при Коми-  
тете по естественным наукам Международной ассоциации  
академий наук ..... 61

VIII Международная конференция молодых ученых и специа-  
листов «WRTYS-2015. Сварка и родственные технологии» ..... 64

Международная конференция «Наплавка. — Наука.  
Производство. Перспективы» ..... 65

## 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,

V. F. Khorunov, K. A. Yushchenko

Scientists of Ukrainian Universities

M. N. Brykov, ZNTSU, Zaporozhje

V. V. Dmitrik, NTU «KhPI», Kharkov

V. F. Kvasnitskii, NUS, Nikolaev

V. D. Kuznetsov, NTUU «KPI», Kyiv

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

College of Judea &amp; Samaria, Ariel, Israel

V. I. Lysak

Volgograd State Technical University, Russia

Ya. Pilarczyk

Welding Institute, Gliwice, Poland

U. Reisgen

Welding and Joining Institute, Aachen, Germany

O. I. Steklov

Welding Society, Moscow, Russia

G. A. Turichin

St. Petersburg State Polytechn. Univ., Russia

Executive Secretary

B. V. Khitrovskaya

Editors

T. V. Yushina, N. A. Pritula

Electron gallery

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

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine

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

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

E-mail: journal@paton.kiev.ua

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

## CONTENTS

|                                                                         |   |
|-------------------------------------------------------------------------|---|
| Plasma Master Ltd Company — on the path of innovative development ..... | 3 |
|-------------------------------------------------------------------------|---|

## SCIENTIFIC AND TECHNICAL

|                                                                                                                                                                                                             |    |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <i>Ustinov A.I., Falchenko Yu.V., Melnichenko T.V., Petrushinets L.P., Lyapina K.V., Shishkin A.E.</i> Vacuum diffusion welding of stainless steel through porous nickel interlayers .....                  | 5  |
| <i>Dmitrik V.V., Sobol O.V., Pogrebnoj M.A., Syrenko T.A.</i> Features of degradation of metal of steam pipeline welded joints .....                                                                        | 12 |
| <i>Poklyatskii A.G., Klochkov I.N., Motrunich S.I.</i> Some advantages of butt joints of sheet deformable aluminium alloys AMg5M and AMg6M alloys, produced by friction stir welding, compared to TIG ..... | 18 |
| <i>Levchenko O.G., Bezushko O.N.</i> Thermodynamics of formation of chromium compounds in welding aerosols .....                                                                                            | 24 |
| <i>Makhlin N.M., Korotynskii A.E.</i> Asynchronous arc starters and stabilizers. Analysis and calculation procedure. Part 2 .....                                                                           | 28 |

## INDUSTRIAL

|                                                                                                                                                                      |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <i>Kuchuk-Yatsenko S.I., Rudenko P.M., Gavrish V.S., Didkovskii A.V., Antipin E.V.</i> Converter of frequency and phase number for flash-butt welding of rails ..... | 41 |
| <i>Krivtsun I.V., Khaskin V.Yu., Korzhik V.N., Luo Ziyi.</i> Commercial applications of hybrid laser-arc welding (Review) .....                                      | 44 |
| <i>Savulyak V.I., Zabolotnii S.A., Bakalets D.V.</i> Evaluation of strength of joints produced by welding with concurrent brazing .....                              | 51 |

## NDT of Welded Joints

|                                                                                            |    |
|--------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| <i>Troitskii V.A.</i> New possibilities of radiation testing of welded joint quality ..... | 56 |
|--------------------------------------------------------------------------------------------|----|

## NEWS

|                                                                                                                                                    |    |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|----|
| XX Session of Scientific Council on New Materials at the Committee on Natural Sciences of International Association of Academies of Sciences ..... | 61 |
| VIIth International Conference of Young Scientists and Specialists «WRTYS-2015. Welding and Related Technologies» .....                            | 64 |
| International Conference «Surfacing. — Science. Production. Prospects» .....                                                                       | 65 |

## ФИРМА «ПЛАЗМА-МАСТЕР ЛТД» — ПО ПУТИ ИННОВАЦИОННОГО РАЗВИТИЯ

Научно-производственная фирма «Плазма-Мастер Лтд» основана в 1992 г. специалистами в области технологии сварки и наплавки, имеет научно-производственный профиль и специализируется на выполнении сложных инженерных работ. Фирма имеет несколько производственных участков, оснащенных современным сварочным, наплавочным и механообрабатывающим оборудованием, что в сочетании с накопленным опытом специалистов фирмы позволяет решать сложные технические задачи. Штат сотрудников составляет 40 человек, преимущественно научного и инженерного состава. Фирма сотрудничает с научно-исследовательскими институтами Украины, в первую очередь с ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

Редакция инициировала интервью с директором фирмы «Плазма-Мастер Лтд» Сомом А.И., полагая, что знакомство с ее эффективной деятельностью вызовет интерес у читателей журнала.



**Александр Иванович, фирма «Плазма-Мастер Лтд» признанный лидер в Украине в области плазменно-порошковой наплавки (ППН). Как создавалась фирма? Какие проблемы приходилось решать на начальных этапах становления?**

Как Вы помните, в начале 90-х годов в стране была сложная и непонятная ситуация. Развал Советского Союза, разрыв хозяйственных связей и галопирующая инфляция заставила многих людей задуматься. Что дальше делать? Как быть? В институте электросварки, где я работал, были туманные перспективы. И я с группой молодых специалистов, которые работали вместе со мной в отделе № 2 ИЭС, решили организовать свою фирму, которая должна была быть более живой и более эффективной в бурном море рыночных отношений. Фирма под названием «Плазма-Мастер Лтд» была зарегистрирована

в апреле 1992 г. В названии фирмы слово «Плазма» фигурирует как источник нагрева, с которым мы собирались работать, используя процесс плазменно-порошковой наплавки. В начале было трудно из-за отсутствия финансов, помещения и оборудования. Но знания и опыт, приобретенные в ИЭС, а также зарубежные связи и спонсорская помощь, позволили нам достаточно быстро освоиться в текущей ситуации. И в 1993 г. мы уже поставили в Германию установку для плазменно-порошковой наплавки собственной разработки и отдельно два новых плазматрона разной конструкции. Этот успех придал нам уверенности в нашей работе. Потом были тоже трудности, жизнь вносила свои коррективы. Постепенно из первоначальной команды ушли все соучредители, но я, как директор, и «бренд» остался верным нашему делу. Основное развитие фирма получила начиная с 2000 г., когда экономика Украины начала постепенно оживать. В настоящее время, несмотря на объективные трудности, фирма работает стабильно и имеет широкие зарубежные связи.



География поставок оборудования

**Какие основные направления деятельности фирмы?**

Основной перечень направлений выглядит так:

- разработка и изготовление оборудования для плазменно-порошковой наплавки, а также технологического обеспечения;
- разработка и изготовление плазматронов для наплавки различных конструкций;
- выполнение различных сварочных и наплавочных работ по заказам промышленных предприятий и частных лиц;
- оказание консультационных услуг по выбору наплавочного оборудования и материалов.

**Александр Иванович, после окончания сварочного факультета КПИ Вы 18 лет работали в ИЭС, защитили кандидатскую диссертацию, стали старшим научным сотрудником. Интересно, а какой была тема Вашей диссертации?**

Тема моей диссертации, которую я защитил в 1985 г., была связана непосредственно с разработкой оборудования, материалов и технологии ППН деталей сложной формы (шнеков экструдеров).

**Получается, что базис будущих инженерных успехов был заложен еще тогда. В последние годы Вы приумножили свои знания и «ноу-хау» в области технологии и создания оборудования для плазменно-порошковой наплавки сложных изделий. Каковы перспективы, на Ваш взгляд, расширения области применения ППН в т.ч. для 3D технологий?**

Плазменно-порошковая наплавка — уникальный технологический процесс и перспективы его огромны. Сегодня в мире создано значительное количество установок различной компоновки и большая гамма наплавочных порошков, позволяющих решать самые разнообразные задачи повышения эксплуатационной стойкости деталей. Важным является рациональное использование этих наработок. Сдерживающим фактором расширения области применения ППН всегда был недостаток различных по конструкции плазматронов. Поэтому, мы в своей работе





уделили этому вопросу самое пристальное внимание. На сегодняшний день нами создано 20 моделей плазматронов различной конструкции и мощности для наплавки наружных и внутренних поверхностей. Достоинство наших плазматронов — это высокий к.п.д., малые потери порошка и высокое качество наплавленного металла. Наши плазматроны успешно используются за рубежом в составе оборудования других фирм. Сегодня поставлено более 130 плазматронов в 25 стран мира, включая такие страны, как США, Великобритания, Канада, Германия, Италия, Австралия, Индия и др.

Относительно 3D плазменной наплавки. Здесь нужно выполнить два условия — иметь высокий уровень автоматизации оборудования и плазматроны с малыми потерями порошка, поскольку сварочная ванна должна быть очень короткой. Сегодня это вполне выполнимо. Поэтому, мы ожидаем очень бурного развития этого направления. Эффективными объектами 3D плазменной наплавки могут быть, например, шнеки маслопрессового оборудования, где можно выращивать витки полностью из износостойкого сплава.

**Александр Иванович, Вы были одним из пионеров разработки гибридной (лазер + плазма) технологии ППН. Какие перспективы у этой технологии и в каких областях?**

Да, это верно. В 1995 г. была совместная работа с Фраунгоффер институтом лазерной техники (Германия) по этой гибридной технологии. С нашей стороны был разработан и изготовлен специальный плазматрон с полым катодом, а с немецкой стороны был предоставлен  $\text{CO}_2$ -лазер для исследований. Плазматрон был разработан на основании теоретических исследований, проведенных в ИЭС. Результаты экспериментов были очень обнадеживающими. Мы достигли скорости наплавки 50 м/ч при высокой пространственной стабильности плазменной дуги, что невозможно для обычной ППН. К сожалению, по разным причинам эта работа не была завершена. Сейчас такую работу можно продолжить совместно с ИЭС с применением новых лазеров. Этот способ может быть успешно использован в различных отраслях машиностроения как для наплавки, так и для сварки, используя такое преимущество, как низкое давление дуги.

**Известно, что продукты Вашей компании, а это ручные, автоматизированные и роботизированные установки ППН, плазматроны, питатели, колебатели, блоки охлаждения, а также услуги по ремонту и восстановлению шнеков экструдеров и других сложных и ответственных изделий с помощью ППН требуют комплексных усилий в направлениях проектирования, конструирования, механики, технологии, материаловедения и др. Как Вам удалось сформировать профессиональную команду для решения столь сложных задач?**

Коллектив формировался постепенно, путем естественного отбора. Главное в такой работе увлечь сотрудников, правильно организовать работу и платить достойную зарплату. Нужно, чтобы люди гордились и дорожили своим местом работы. Это непросто в наше время, но нам кое-что удалось.

**Каким образом формируется портфель заказов и столь широкая география поставок, как обеспечивается гарантийное и сервисное обслуживание?**

Сегодня существует такое мощное средство коммуникации, как Интернет, поэтому не сложно привлечь потенциальных заказчиков к своей продукции. Важно вовремя отреагировать на их запрос и то, что показано на

сайте, ты мог вовремя изготовить и поставить. Запчасти мы поставляем через быструю почту UPS, DHL или др. перевозчиков. Ряд установок с программным управлением имеют удаленный доступ через Интернет, поэтому есть возможность корректировать рабочие программы и настройку установок, не выходя из офиса. В некоторых странах у нас есть партнеры-представители (США, Польша, Литва, Корея), которые также осуществляют техническую поддержку наших клиентов. География наших партнеров постоянно расширяется.

**Чем объяснить ограниченный запрос предприятий Украины на оборудование Вашей фирмы?**

К сожалению, спрос на ППН в Украине пока незначителен. Сегодня в Украине работают всего 6 наших установок для наплавки энергетической арматуры, деталей газотурбинных двигателей, лап буровых долот и др. Сдерживающим фактором, прежде всего, является недостаточная восприимчивость нашей экономики к новым технологиям. Это обусловлено тяжелым экономическим положением предприятий и отсутствием государственных программ поддержки инновационных проектов.

**Александр Иванович, Вы эксперт мирового уровня, как Вы оцениваете направления дальнейшего развития плазменно-порошковой наплавки?**

Это прежде всего, автоматизация процесса и расширение рациональных областей применения. Оборудование для ППН можно успешно применять также для сварки ответственных конструкций с использованием различных рабочих газов и защитной среды. Порошки изготовить для этого несложно. Это очень большое поле для деятельности.

Интервью записали:  
А. Зельниченко, В. Липодаев



# ДИФфуЗИОННАЯ СВАРКА В ВАКУУМЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЕ ПРОСЛОЙКИ НИКЕЛЯ

**А.И. УСТИНОВ, Ю.В. ФАЛЬЧЕНКО, Т.В. МЕЛЬНИЧЕНКО,  
Л.В. ПЕТРУШИНЕЦ, К.В. ЛЯПИНА, А.Е. ШИШКИН**

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

На примере нержавеющей стали X18H10T изучены особенности формирования неразъемных соединений методом диффузионной сварки через промежуточную прослойку на основе пористого никеля, полученного вакуумным осаждением из паровой фазы. Показано, что применение пористых вакуумных конденсаторов никеля способствует снижению температурно-силовых параметров диффузионной сварки (температура сварки 800 °С + циклическая нагрузка с амплитудой 20 МПа). Такое влияние промежуточной прослойки на условия получения сварных соединений связывается со сверхпластичным поведением пористого никеля и его неравновесной структурой (малым размером зерен и наличием дефектов вакансионного типа). Установлено, что в процессе диффузионной сварки наблюдается залечивание пор в промежуточной прослойке и активируются диффузионные процессы между прослойкой и нержавеющей сталью. В результате этого формируется бездефектная зона соединения на основе никеля, легированного железом и хромом с прочностными свойствами, незначительно отличающимися от основного металла. Библиогр. 18, рис. 6.

Применение пластичных («мягких») прослоек, обладающих низким, по сравнению со свариваемым материалом, пределом текучести, способствует снижению температуры и давления, необходимых для получения неразъемных соединений методом диффузионной сварки в вакууме [1]. В качестве материалов для промежуточных прослоек применяют, как правило, такие металлы, как золото, серебро, никель, медь и алюминий, в виде фольг, порошков, покрытий, наносимых на соединяемые поверхности гальваническим методом или вакуумным напылением.

Применение «мягких» промежуточных прослоек при сварке твердых материалов объясняется тем, что условия для реализации диффузионной сварки при относительно низких температурно-силовых параметрах процесса являются благоприятными для установления физического контакта свариваемых поверхностей и активизации в них диффузионных процессов. Такое влияние промежуточных прослоек связано с тем, что их повышенная пластичность, по сравнению со свариваемым материалом, приводит к пластической деформации при более низких нагрузках, в результате чего происходит заполнение микронеровностей соединяемых поверхностей, что способствует их пластической деформации благодаря контактному взаимодействию с прослойкой.

В работе [2] показано, что распределение напряжений в прослойке неравномерно. В центральной части сварного соединения они определяются главным образом нормальной составляющей, а с удалением от центра соединения увеличивается тангенциальная составляющая напряжения.

Пластическое течение прослойки под действием тангенциальной составляющей напряжений создает необходимые условия для получения неразъемных соединений при минимальных температурно-силовых параметрах процесса, преимущественно по периферии контактной поверхности. Выравнивание условий получения соединения по всей свариваемой поверхности достигается при снижении предела текучести материала прослойки. Считается, что для формирования полного физического контакта на всей свариваемой поверхности необходимо пластически деформировать прослойку не менее чем на 5...10 % от ее первоначальной толщины.

Как показано в работах [3, 4], интенсифицировать пластическое течение материала прослойки при определенных температурно-силовых параметрах можно, например, путем использования в качестве прослойки «перфорированной» фольги, металлической сетки и т.п.

Получению сварных соединений в процессе диффузионной сварки через промежуточную прослойку может способствовать и измельчение зерен, так как с увеличением плотности границ зерен диффузионные процессы значительно ускоряются, поскольку коэффициент диффузии по границам зерен на несколько порядков больше, чем по объему зерна [5].

Эффективность применения пористых высокодисперсных материалов в качестве промежуточных прослоек показана в работе [6] на примере ультрадисперсных порошковых прослоек, полученных путем восстановления формиатов никеля, меди, кобальта.



Следует заметить, что применение промежуточных прослоек, как правило, сопровождается изменением химического состава в зоне соединения, что может отрицательно сказаться на коррозионных и физических свойствах изделия. Для снижения такого влияния толщину промежуточных прослоек стараются минимизировать. Вместе с тем оказалось, что такие возможности ограничены. Это обусловлено тем, что с уменьшением толщины промежуточной прослойки резко возрастает ее предел текучести.

Для снижения предела текучести тонких фольг (10...20 мкм) их необходимо нагревать до температуры, при которой материал прослойки становится сверхпластичным, а это приводит к повышению температуры сварки. Учитывая, что структурная сверхпластичность связана с действием в материале механизма пластической деформации путем проскальзывания зерен, факторы, способствующие реализации этого механизма деформации, будут приводить к снижению температуры перехода материала в сверхпластичное состояние. К таким факторам в первую очередь относятся измельчение зерен и наличие пор.

Известно, что тонкие фольги (10...20 мкм) на основе пластичных металлов могут быть получены путем вакуумного осаждения из паровой фазы [7], а изменяя условия их осаждения, можно варьировать размер зерен и характеристики пористой структуры [8]. Можно предположить, что такая структура фольги будет способствовать снижению температуры перехода ее в сверхпластичное состояние и уменьшению напряжения пластического течения. Применение таких фольг в качестве промежуточных прослоек может обеспечить снижение температурно-силовых параметров диффузионной сварки. Для изучения такой возможности в работе на примере нержавеющей стали марки X18H10T исследованы условия получения неразъемных соединений методом диффузионной сварки через промежуточные прослойки на основе пористой фольги никеля, полученной методом электронно-лучевого вакуумного осаждения.

Условия получения неразъемных соединений методом диффузионной сварки без применения промежуточной прослойки изучены в ряде работ [9–11]. Так в работе [9] было установлено, что оптимальные характеристики сварных соединений сплава Э10 и стали 12X18H10T получаются при температуре сварки  $T = 1100$  °С, удельном давлении  $P = 15$  МПа и длительности выдержки 10...15 мин. В работе [10] сварку стали 1X18H9T проводили при  $T = 1100$  °С,  $P = 25$  МПа и продолжительности 10 мин.

По данным работы [11] для сохранения структуры аустенита сварку сталей типа 18-8 (18 % Cr

и 8 % Ni) рекомендуется проводить при температурах ниже точки аустенитного превращения и минимизировать время сварки. Основываясь на этом был предложен режим сварки:  $T = 1000$  °С,  $P = 20$  МПа, продолжительность процесса 10 минут. В ходе сварки структура металла изменяется за счет внутриверхней и межзеренной ползучести, а также процессов диффузионного характера. Повышение давления существенно увеличивает скорость ползучести, усиливает межзеренную ползучесть и рост зерен в соединении, что интенсифицирует рекристаллизационные процессы. При диффузионной сварке аустенитных сталей для получения соединений с оптимальными свойствами необходимо обеспечить благоприятные условия для развития рекристаллизации, но при этом отмечается, что чрезмерный рост зерна и перераспределение примесей приводят к снижению ударной вязкости соединений.

**Материалы и методы исследования.** Диффузионную сварку образцов стали 12X18H10T проводили в свободном состоянии в вакууме с помощью установки У-394М, принципиальная схема которой описана в работе [12]. Параметры процесса сварки были следующие: температуру сварки изменяли в диапазоне  $T_{\text{св}} = 800...1100$  °С, продолжительность сварки —  $t_{\text{св}} = 5...20$  мин, сварочное давление —  $P_{\text{св}} = 10...20$  МПа, вакуум в рабочей камере поддерживали на уровне  $1,33 \cdot 10^{-3}$  Па. Для интенсификации образования физического контакта соединяемых поверхностей в соответствии с работой [13] в ряде случаев при сварке применяли циклическое приложение давления сжатия. Нагрузку к деталям прикладывали по схеме:  $P = 20$  МПа,  $t = 3$  мин, разгрузка до  $P = 5$  МПа продолжительностью  $t = 1$  мин. Общее количество циклов составляло 5.

Тонкие фольги никеля получены путем электронно-лучевого вакуумного осаждения по методике, детально описанной в работе [14].

Анализ структурных характеристик фольги и сварных соединений проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа CAMSCAN 4, оснащенного системой энергодисперсионного анализа EDX INCA 200 для локального химического состава на плоских образцах. Для этого по стандартной методике с использованием шлифовально-полировального оборудования фирмы «Struers» были приготовлены шлифы поперечного сечения фольг и сварных соединений. Оценку пористости фольги проводили с использованием компьютерного метода анализа изображения микроструктуры.

Деформационное поведение тонких фольг в процессе нагрева в условиях постоянно действующих растягивающих нагрузок, величина которых была соизмерима с касательными напряжениями





ями, возникающими в промежуточной прослойке в процессе диффузионной сварки (порядка 1/10 от приложенного давления), оценивали с помощью дилатометрической установки, оснащенной специальным устройством [15].

Механические свойства сварных соединений оценивали методом автоматического индентирования плоскости поперечного сечения сварных соединений с записью диаграммы нагружения и разгрузки индентора на установке «Микрон-гамма» [15].

**Результаты и обсуждение.** На рис. 1 представлена характерная микроструктура поперечного сечения фольги пористого никеля, полученной электронно-лучевым осаждением из паровой фазы. Видно, что микроструктура фольги после осаждения (рис. 1, *a*) характеризуется столбчатой структурой зерен, на границе которых наблюдаются открытые поры вытянутой формы, проходящие через всю толщину фольги. Низкая температура осаждения ( $< 0,3T_{пл}$ ) приводит к формированию фольги в структурно-не-

равновесном состоянии, характеризующемся вытянутыми зернами, поперечное сечение которых составляет порядка 2...3 мкм, и повышенной концентрации вакансий.

Предел текучести пористых фольг оценивали из данных об их микротвердости, как  $1/3H_{\mu}$  [17]. Оказалось, что с увеличением пористости предел текучести фольги при комнатной температуре уменьшается с 600 МПа для бездефектной никелевой фольги, полученной вакуумным осаждением из паровой фазы, до 300 МПа — для никелевой фольги с пористостью 25 об. %.

Исследования деформационного поведения пористой фольги никеля при нагреве, в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (порядка 2...4 МПа), показали, что скорость пластического течения фольги немонотонно зависит от температуры. Как видно из рис. 2, *a* скорость деформации фольги до 400...450 °C остается на уровне коэффициента термического расширения никеля (растягивающие напряжения

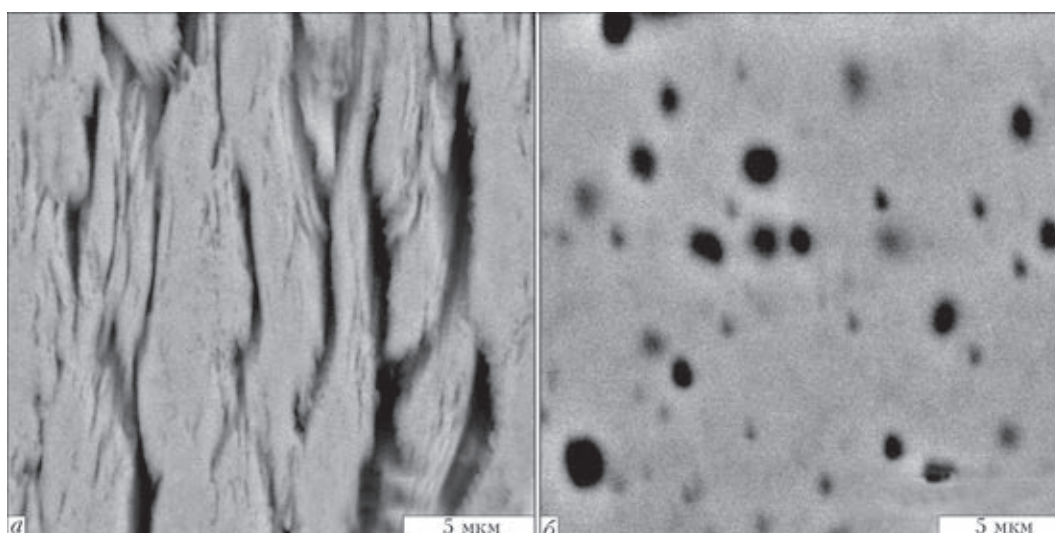


Рис. 1. Микроструктура поперечного сечения пористой фольги никеля с объемной долей пор 25 %: *a* — после осаждения; *б* — после отжига при 600 °C в течение 20 мин

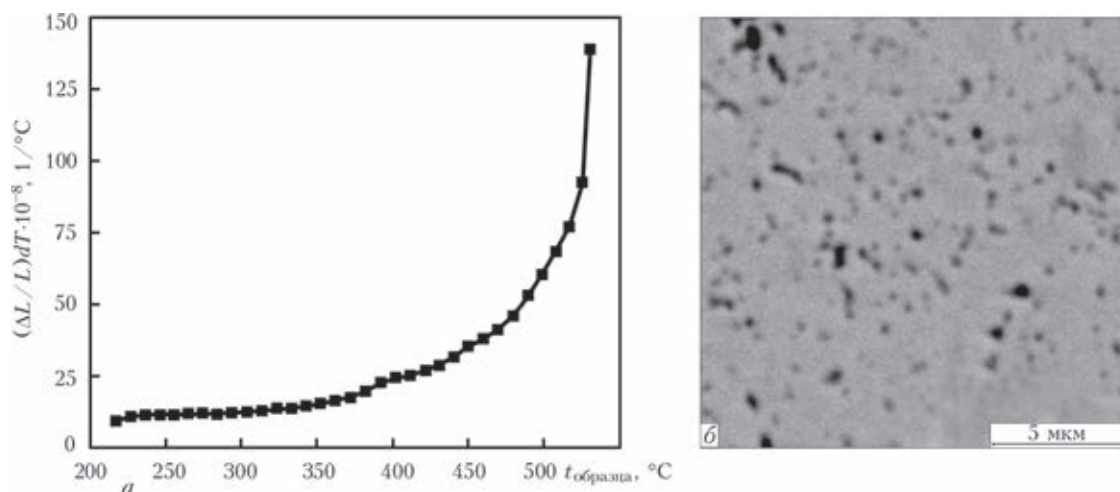


Рис. 2. Температурная зависимость скорости деформации фольги никеля (пористость 23 об. %) при нагреве в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (4 МПа) (*a*) и микроструктура фольги после деформации (*б*)

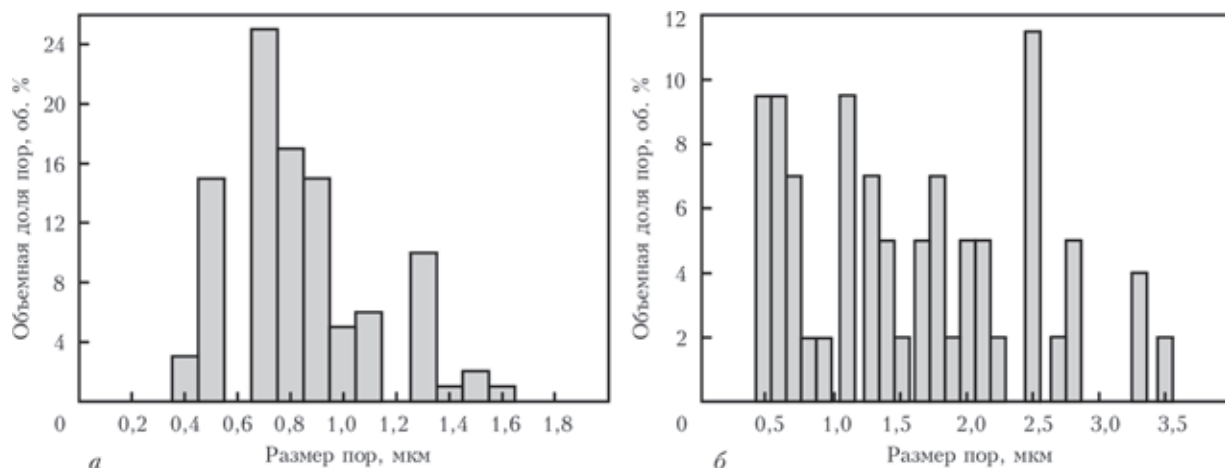


Рис. 3. Распределение пор по размерам в фольге никеля после нагрева до 600 °С в условиях постоянно действующих растягивающих напряжений (а) и после отжига при 600 °С в течение 20 мин (б)

ниже предела текучести фольги). При повышении температуры фольги скорость ее деформации начинает непрерывно возрастать, что связано с ее пластической деформацией. В области 550...600 °С зависимость скорости деформации от температуры фольги становится экспоненциальной, что свидетельствует о переходе ее в сверхпластичное состояние.

Следует отметить, что в процессе сверхпластического течения структура фольги претерпевает качественные изменения — пористая структура открытого типа изменяется на пористую структуру закрытого типа (рис. 2, б). Это сопровождается уменьшением пористости фольги с 25 до 18 об. %. При этом размер пор также существенно уменьшается.

Для выяснения факторов, которые оказывают влияние на эволюцию пор в процессе ее сверхпластического течения, были исследованы микроструктуры пористой фольги после ее отжига при температуре 600 °С в свободном состоянии (без наложения нагрузки). Видно (рис. 1, б), что в процессе отжига в фольге протекают структурные превращения, которые, сопровождаются изменением ее пористой структуры — поры становятся закрытыми и приобретают форму сфер, пористость уменьшается до 18 об. %.

Однако в отличие от пористой структуры фольги после ее пластической деформации по механизму сверхпластического течения, для которой характерно узкое распределение пор по размерам (рис. 3, а), пористая структура отожженной фольги имеет более широкое распределение пор по размерам (от долей микрона до нескольких микрон) (рис. 3, б). Можно предположить, что формирование пористой структуры фольги в процессе ее отжига является следствием протекания в ней различных процессов. Одни из них связаны с уменьшением свободной поверхности открытой пористости. Вследствие этого происходит ее

эволюция, приводящая к заживлению открытых пор, в результате чего формируются относительно крупные поры закрытого типа. Другие процессы могут быть связаны с релаксацией избыточных вакансий, которые свойственны вакуумным конденсатам, полученным при температурных условиях, когда диффузионная подвижность атомов ограничена (при  $T_0 < 1/3T_{пл}$ , где  $T_0$  — температура осаждения,  $T_{пл}$  — температура плавления никеля), которые сопровождаются их объединением в комплексы с последующей трансформацией в поры. Результатом этих процессов может быть образование пор закрытого типа относительно малого (субмикронного) размера.

Отсутствие крупных пор в фольге после сверхпластического течения позволяет предположить, что пластическая деформация способствует заживлению крупных пор, тогда как более мелкие поры сохраняются. Согласно [18], присутствие пор в материале является необходимым условием реализации его сверхпластического течения по механизму проскальзывания зерен.

Таким образом, пластическое течение пористой фольги никеля при относительно низких температурах нагрева может быть связано с наличием открытой пористости и структурными изменениями в материале фольги, обусловленными релаксацией избыточных вакансий, перестройкой открытой пористой структуры в закрытую и процессами коалесценции и заживления пор, что должно способствовать не только снижению ее температуры перехода в сверхпластичное состояние, но и интенсификации в ней диффузионных процессов.

На рис. 4, а показана микроструктура сварного соединения образцов нержавеющей стали, выполненного методом диффузионной сварки давлением при температуре 1100 °С без использования промежуточной прослойки.

Видно, что сварные соединения, выполненные без промежуточной прослойки, характеризуются



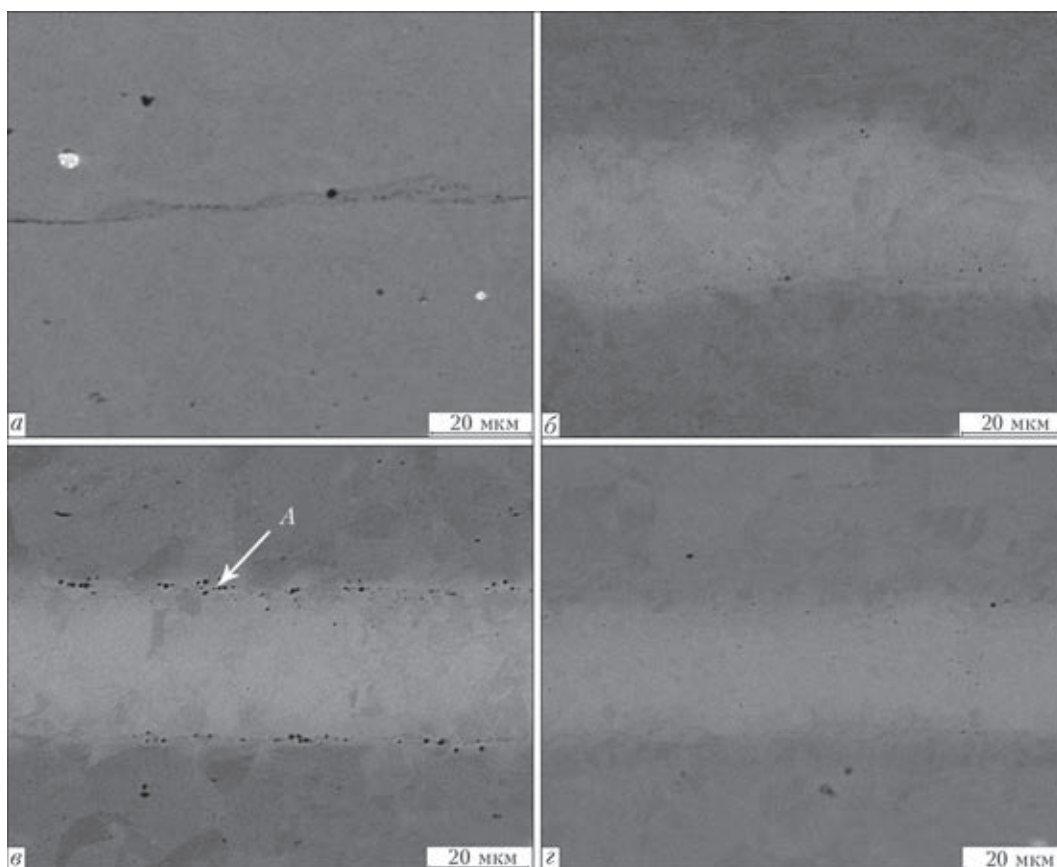


Рис. 4. Микроструктура сварного соединения образцов нержавеющей стали, полученных диффузионной сваркой: при режиме сварки  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$  без промежуточной прослойки (а); при режиме сварки  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$  с использованием промежуточной прослойки пористого никеля (б), с использованием промежуточной прослойки пористого никеля, предварительно отожженной при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 20 мин (в); при режиме сварки  $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$  + циклическое нагружение с использованием промежуточной прослойки пористого никеля (г)

наличием в зоне соединения дефектов в виде микронесплошностей и пор, что является следствием плохого физического контакта поверхностей свариваемых образцов.

Диффузионная сварка образцов из нержавеющей стали через промежуточную прослойку из пористого никеля позволяет снизить температуру сварки до  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$  и обеспечить формирование бездефектной зоны соединения. На рис. 4, б показана

микроструктура зоны соединения, полученного с использованием пористой фольги никеля толщиной  $25\text{ мкм}$ . Видно, что в области стыка отсутствуют дефекты и несплошности. Граница между поверхностью фольги и сталью размыта, что свидетельствует о протекании в этой зоне диффузионных процессов, а контуры шероховатости стальной поверхности огибает поверхность фольги. Это является свидетельством пластической

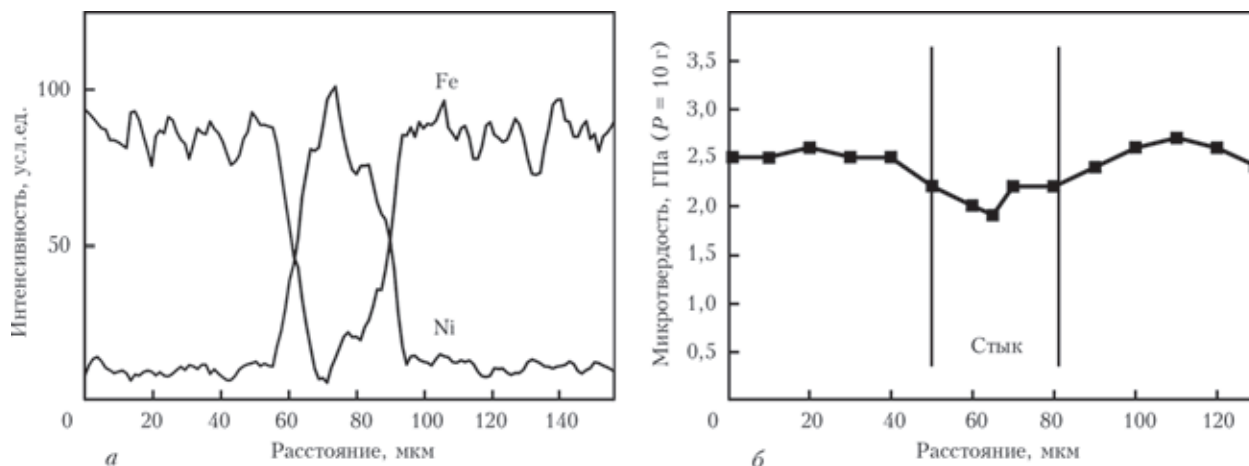


Рис. 5. Распределение Ni и Fe в зоне соединения нержавеющей стали, выполненного диффузионной сваркой через промежуточную прослойку пористого никеля при режиме  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$  (а) и соответствующее распределение микротвердости (б)



деформации фольги под действием приложенной нагрузки, а наличие диффузионной зоны на границе этих поверхностей — об установлении физического контакта между ними и диффузионном

взаимодействии между контактирующими поверхностями. Об интенсивном протекании диффузионных процессов в зоне соединения свидетельствует и распределение никеля и железа в области стыка (рис. 5, а) — в промежуточной прослойке никеля присутствуют элементы, входящие в состав нержавеющей стали (2,5 % Fe и 1,1 % Cr).

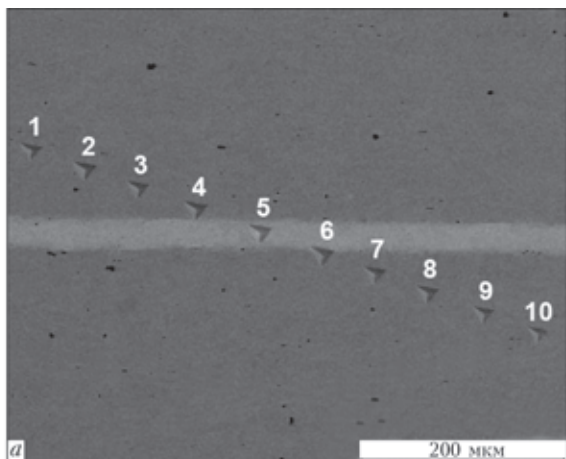
Обращает на себя внимание и тот факт, что в зоне соединения поры отсутствуют. Поскольку процессам диффузии атомов из стали в прослойку и залечиванию пор может способствовать неравновесная структура фольги, обусловленная избыточными вакансиями, была выполнена диффузионная сварка образцов стали в аналогичных условиях ( $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$ ) с использованием в качестве промежуточной прослойки пористой фольги никеля, предварительно отожженной при  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 20 мин. Видно (рис. 4, в), что в этом случае на границе раздела фольга/сталь формируются поры и несплошности (А).

Такая структура сварного соединения может быть следствием как изменения пористой структуры фольги, так и более низкой концентрации в ней избыточных вакансий.

Оба фактора могут оказывать влияние как на сверхпластичное течение фольги под действием приложенного давления, так и на диффузионные процессы в зоне соединения, что в свою очередь влияет на установление физического контакта между свариваемыми поверхностями (фольги и стали) и диффузионного взаимодействия между ними. Поэтому формирование в процессе предварительного отжига пористой фольги с более равновесной формой пор и частичная релаксация избыточных вакансий (путем их объединения в нанопоры) ухудшает структуру сварного шва.

Механические свойства соединения оценивали методом автоматического индентирования поперечного сечения с использованием прибора «Микрон-Гамма» при нагрузке 40 г, со скоростью нагружения индентора 4 г/с. Для увеличения диапазона измерений индентирование проводили вдоль линии, ориентированной под углом  $20...25^{\circ}$  к зоне соединения (рис. 6, а).

В таблице (рис. 6, б) приведены результаты измерений, где выделенная строка отображает свойства материала в области стыка. Анализ результатов измерения показал, что механические свойства зоны стыка практически не отличаются от свойств стали. Так, в области стыка отмечено незначительное снижение микротвердости материала (рис. 5, б). Близкие значения модуля упругости, микротвердости и коэффициента пластичности  $K_{\text{пласт.}}$  стали и материала в области стыка свидетельствуют о формировании практически равнопрочного соединения.



| №  | $P$ , г | $V$ , г/с | $H$ [Мейер] | $E$ , ГПа | $K$ пласт. |
|----|---------|-----------|-------------|-----------|------------|
| 1  | 40,0    | 4,0       | 2,418       | 211,6     | 0,947      |
| 2  | 40,0    | 4,0       | 2,055       | 165,9     | 0,947      |
| 3  | 40,0    | 4,0       | 1,853       | 163,6     | 0,947      |
| 4  | 40,0    | 4,0       | 1,895       | 192,2     | 0,954      |
| 5  | 40,0    | 4,0       | 2,135       | 205,3     | 0,952      |
| 6  | 40,0    | 4,0       | 1,878       | 183,3     | 0,962      |
| 7  | 40,0    | 4,0       | 2,197       | 176,0     | 0,942      |
| 8  | 40,0    | 4,0       | 1,842       | 183,3     | 0,953      |
| 9  | 40,0    | 4,0       | 2,121       | 190,8     | 0,949      |
| 10 | 40,0    | 4,0       | 2,140       | 188,9     | 0,947      |

б

| №  | $P$ , г | $V$ , г/с | $H$ [Мейер] | $E$ , ГПа | $K$ пласт. |
|----|---------|-----------|-------------|-----------|------------|
| 1  | 40,0    | 4,0       | 2,315       | 185,0     | 0,943      |
| 2  | 40,0    | 4,0       | 2,158       | 177,7     | 0,944      |
| 3  | 40,0    | 4,0       | 2,348       | 192,8     | 0,944      |
| 4  | 40,0    | 4,0       | 2,617       | 203,2     | 0,941      |
| 5  | 40,0    | 4,0       | 2,148       | 189,1     | 0,948      |
| 6  | 40,0    | 4,0       | 2,353       | 190,6     | 0,943      |
| 7  | 40,0    | 4,0       | 2,333       | 188,3     | 0,943      |
| 8  | 40,0    | 4,0       | 1,976       | 172,0     | 0,947      |
| 9  | 40,0    | 4,0       | 2,014       | 162,2     | 0,943      |
| 10 | 40,0    | 4,0       | 2,341       | 187,7     | 0,943      |

в

Рис. 6. Результаты автоматического индентирования зоны соединения образцов нержавеющей стали, полученного с использованием промежуточной фольги пористого никеля: а — отпечатки, полученные при индентировании; б — режим сварки  $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$ ; в — режим сварки  $T = 800\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 20\text{ МПа}$  + циклическое нагружение.  $P$  — нагрузка, гр;  $V$  — скорость нагружения, г/с;  $H$  — значение микротвердости по Мейеру, ГПа;  $E$  — модуль Юнга, ГПа;  $K_{\text{пласт.}}$  — коэффициент пластичности. Выделенная строка соответствует области стыка, отмеченная номером 5



Оказалось, что при переходе от статической нагрузки в процессе сварки к циклической (чередование наложения нагрузки с разгрузкой), можно дополнительно активизировать диффузионные процессы в зоне соединения. Вследствие этого, температура сварки может быть снижена на 100 °С. На рис. 4, *з* представлена микроструктура зоны соединения, полученного при 800 °С в условиях циклической нагрузки. Вместе с тем следует отметить, что при снижении температуры сварки несколько замедляется рост структурных элементов в области стыка — пор и зерен.

Таким образом, на примере нержавеющей стали показано, что применение в качестве промежуточной прослойки пористой фольги никеля, полученной вакуумным осаждением из паровой фазы, позволяет снизить температурно-силовые параметры диффузионной сварки по сравнению с режимами диффузионной сварки без применения промежуточной прослойки.

## Выводы

Пористая структура фольг никеля, полученных вакуумным осаждением из паровой фазы, характеризуется низкой температурой перехода в сверхпластичное состояние, что связано не только с наличием пор открытого типа, но и неравновесным состоянием структуры фольги, которая может быть обусловлена наличием в вакуумных конденсатах избыточных вакансий.

Применение в качестве промежуточных прослоек пористой фольги никеля при диффузионной сварке нержавеющей стали позволяет получить бездефектные соединения с малой толщиной зоны стыка при пониженных температурно-силовых параметрах сварки (температура сварки — 800 °С, циклическая нагрузка с амплитудой 20 МПа).

Влияние пористой структуры фольги никеля на параметры диффузионной сварки связано с особенностями ее деформационного поведения, обусловленного снижением предела текучести при переходе фольги в сверхпластичное состояние и активизацией диффузионных процессов в зоне соединения. Пластическое течение фольги в процессе сварки обеспечивает установление физического контакта свариваемой поверхности и прослойки, а

релаксация неравновесного состояния фольги активизирует диффузионное взаимодействие между ними и способствует залечиванию пор.

1. Мусин Р.А., Анциферов В.Н., Квасницкий В.Ф. Диффузионная сварка жаропрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1979. — 207с.
2. Бакии О.А. О напряженном состоянии мягких прослоек в сварных соединениях при растяжении (сжатии) // Сб. тр. Черниговского политехнического института. Вопросы сварочного производства. — 1965. — № 33-35. — 36 С.
3. Мусин Р.А., Лямин Я.В. Применение перфорируемых прокладок при диффузионной сварке // Свароч. пр-во. — 1991. — № 2. — С. 2-4.
4. А. с. 1463415 СССР, МКИ В 23 К20/16. Способ сварки давлением с подогревом / Я.В. Лямин, Э.С. Каракозов, Р.А. Мусин. — Опубл. 30.01.89. — Бюл. № 4.
5. Бокиштейн С.З. Строение и свойства металлических сплавов. — М.: Металлургия, 1971. — 195 с.
6. Люшинский А.В. Диффузионная сварка разнородных металлов. — М.: Академия, 2006. — 208с.
7. Мовчан Б.А. Неорганические материалы, осажденные из паровой фазы в вакууме // Современное материаловедение 21 века. — Киев: Наук. думка, 1998. — С. 318-332.
8. Влияние температуры подложки на формирование пористой структуры нержавеющей стали при ее совместном осаждении с парами NaCl и KCl / А.И. Устинов, К.В. Ляпина, Т.В. Мельниченко, А.А. Некрасов // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 1. — С. 1-13.
9. Новиков В.Г. Разработка технологии диффузионной сварки в вакууме корпусов электромагнитов // Сб. науч. тр. 7 Всесоюз. науч.-техн. конф. «Диффузионное соединение в вакууме металлов, сплавов и неметаллических материалов». — М., 1973. — С. 102-106.
10. Гельман А.С., Большаков М.В. Влияние оксидных пленок на формирование соединений при сварке металлов давлением // Свароч. пр-во. — № 10. — 1967. — С. 23-26.
11. Козаков Н.Ф. Диффузионная сварка материалов. — М.: Машиностроение, 1976. — 312 с.
12. Конюшков Г.В., Копылов Ю.Н. Диффузионная сварка в электронике. — М.: Энергия, 1974. — 168 с.
13. Устинов А.И., Ляпина К.В., Мельниченко Т.В. Закономерности формирования пористой структуры нержавеющей стали при ее осаждении из паровой фазы в присутствии паров хлористого натрия // Спец. электрометаллургия. — 2005. — № 4. — С. 23-28.
14. Исследование фазовых превращений и пластических деформаций при непрерывном нагреве многослойной фольги Al/Cu / А.И. Устинов, Я.И. Матвиенко, С.С. Полищук, А.Е. Шишкин // Автомат. сварка. — 2009. — № 10. — С. 29-34.
15. Уравнение индентирования / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Э.П. Печковский, Н.А. Маめка // Доп. Нац. академії наук України. — 2007. — № 12. — С. 100-106.
16. Cahoon J.R., Broughton W.H., Kutzak A.R. The determination of yield strength from hardness measurements // Metallurgical Transactions. — 1971. — 2, № 7. — P. 1979-1983.
17. Механизмы развития зернограницных пор и локальная неоднородность деформации в условиях сверхпластического течения / Р.И. Кузнецова, В.В. Брюховецкий, В.П. Пойда, Т.Ф. Сухова. // Металлофизика и новейшие технологии. — 1995. — 17, № 8. — С. 64-72.

Поступила в редакцию 23.03.2015





## ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПАРОПРОВОДОВ

В.В. ДМИТРИК<sup>1</sup>, О.В. СОБОЛЬ<sup>1</sup>, М.А. ПОГРЕБНОЙ<sup>1</sup>, Т.А. СЫРЕНКО<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Нац. техн. ун-т «Харьковский политехнический институт». 61002, г. Харьков, ул. Фрунзе, 21.

E-mail: svarka126@ukr.net

<sup>2</sup>Харьковский машиностроительный колледж. 61068, г. Харьков, ул. Плехановская, 79.

Продление срока службы паропроводов, эксплуатируемых в условиях ползучести, определяет необходимость оценки их повреждаемости, во многом зависит от механизма карбидных превращений в металле. В работе рассмотрены особенности диффузии и строения карбидных фаз в металле сварных соединений перлитных сталей после длительной эксплуатации. Установлено, что концентрация коагулирующих карбидных фаз ( $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$  и др.) на границах зерен  $\alpha$ -фазы способствует зарождению пор ползучести и трещин усталости, что вызывает хрупкое разрушение металла сварных соединений. Библиогр. 18, рис. 8.

*Ключевые слова:* сварные соединения паропроводов, карбидные фазы, поры ползучести, трещины усталости, повреждаемость, ресурс эксплуатации

Наработка паропроводов ТЭС Украины составляет около 200...300 тыс. ч, что для большинства существенно превышает их проектный (в том числе продленный) ресурс и заметно парковый.

Металл сварных соединений паропроводов характеризуется структурной, химической и механической неоднородностью, образование которой обусловлено сварочным нагревом при их изготовлении. Именно неоднородность в условиях длительной эксплуатации способствует более интенсивному протеканию физико-химических процессов в металле сварных соединений, чем в основном металле, что вызывает соответственно его деградацию и ограничивает ресурс.

Оценка уровня повреждаемости длительно эксплуатируемых сварных соединений паропроводов, позволяющая уточнить их остаточный ресурс, является актуальной. Для оценки представляется целесообразным изучение особенностей физико-химических процессов, проходящих в металле сварных соединений.

Известно, что наиболее часто при длительной наработке повреждаются те сварные соединения элементов паропроводного тракта из сталей 15Х1М1Ф и 12Х1МФ, которые эксплуатируются при температуре 545...585 °С и давлении 20...25 МПа [1–7]. Переход энергоблоков на работу в маневренном режиме способствует ускорению их повреждаемости. Преимущественно повреждаемость металла сварных соединений происходит по механизму ползучести и механизму усталости, который усиливается коррозионной составляющей (рис. 1). Повреждаемость по механизму ползучести характеризуется образова-

нием зародышевых (критических) пор размером около 0,03...0,07 мкм, а также их укрупнением до 3...7 мкм, последующим разветвлением и преобразованием пор в трещины ползучести. Наибо-

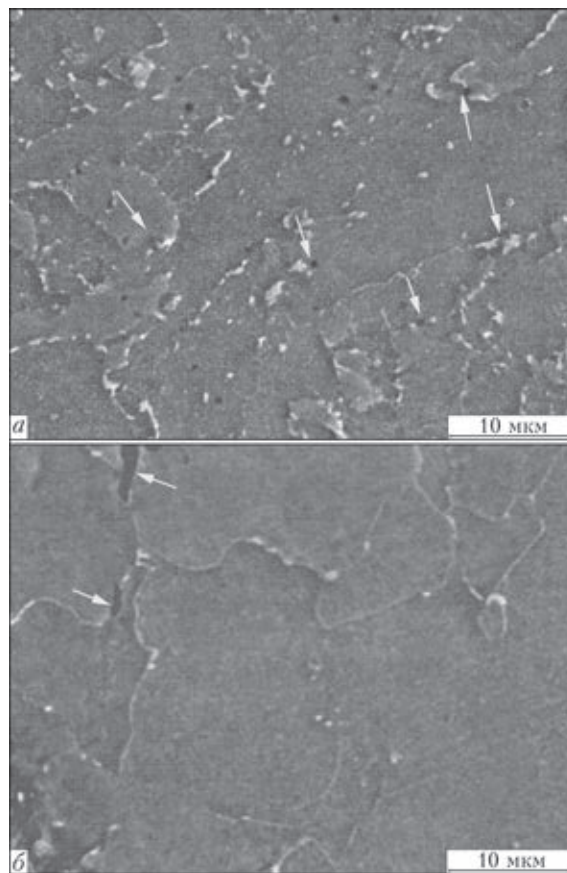


Рис. 1. Микроструктура участка перегрева металла ЗТВ сварного соединения из стали 12Х1МФ: а — микропоры ползучести на участке неполной перекристаллизации; б — микротрещины усталости (обозначены стрелками)



лее интенсивно поры ползучести образуются на участках неполной перекристаллизации и сплавления зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений в их наружной, наиболее растянутой области. Трещины усталости наиболее интенсивно зарождаются на участках сплавления, перегрева и неполной перекристаллизации металла ЗТВ, реже в металле шва и в основном металле. Усталостные трещины в основном образуются на внутренней поверхности сварных соединений. Повреждаемость металла сварных соединений имеет смысл рассматривать как эффект его деградации, которая обеспечивается физико-химическими процессами и выявляется путем изучения его структуры как наиболее достоверного параметра.

В процессе длительной эксплуатации структура сварных соединений (участки металла ЗТВ, металл шва и основной металл) с различной скоростью превращается в отличающиеся между собой ферритно-карбидные смеси (рис. 2). Для оценки деградации структуры представляется целесообразным определять средний размер зерна  $\alpha$ -фазы; средний размер карбидов и плотность их распределения по телу зерен; форму, размеры и распределение карбидов по границам зерен; количество пор и их форму, место расположения, средний и максимальный размеры, а также удельную пористость металла сварных соединений.

Структурные изменения в сварных соединениях обусловлены физико-химическими процессами, изучение которых целесообразно для уменьшения таких изменений.

В условиях рабочих напряжений и температур имеет место диффузионное перемещение атомов хрома и молибдена из центральных зон кристаллов  $\alpha$ -фазы в их пограничные зоны [8]. Одновременно с большей скоростью происходит диффузия по межзеренным границам, т. е. пограничная диффузия. Коэффициенты пограничной и объемной диффузии не являются постоянными величинами. Следовательно, в металле паропроводов отмечается отклонение от закона Аррениуса.

Для изучения потоков пограничной и объемной диффузии, как отдельных, в большей мере, чем другие подходит модель Фишера [9], в которую следует внести определенные уточнения [10]. Такие уточнения позволят установить закономерности коагуляции карбидов I группы по длине. Учитывая значение коэффициентов диффузии [8], запишем уравнение Фика применительно к пограничной диффузии атомов хрома и молибдена:

$$\begin{cases} \frac{d(\text{Cr})}{dt} = -\frac{dj_y}{dy} - 2\frac{1}{\delta}j_x = D_r \frac{d^2(\text{Cr})}{dy^2} + \frac{2D_o}{\delta} \frac{d(\text{Cr})}{dx} \\ \frac{d(\text{Mo})}{dt} = -\frac{dj_y}{dy} - 2\frac{1}{\delta}j_x = D_r \frac{d^2(\text{Mo})}{dy^2} + \frac{2D_o}{\delta} \frac{d(\text{Mo})}{dx} \end{cases}$$

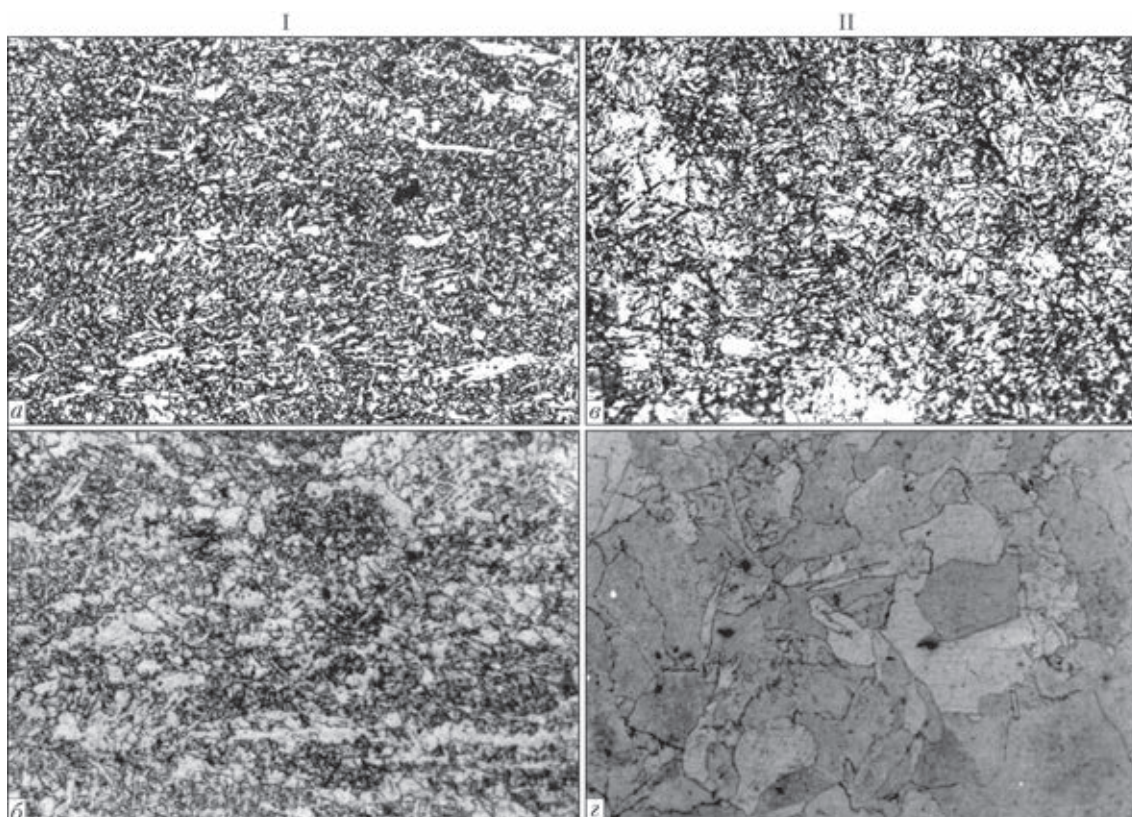


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 100$ ) сварного соединения из стали 15X1M1F: а, в — исходная структура; б — после наработки 200000; г — 280000 ч (I — металл шва (сплав 09ХМФ); II — участок перегрева металла ЗТВ)



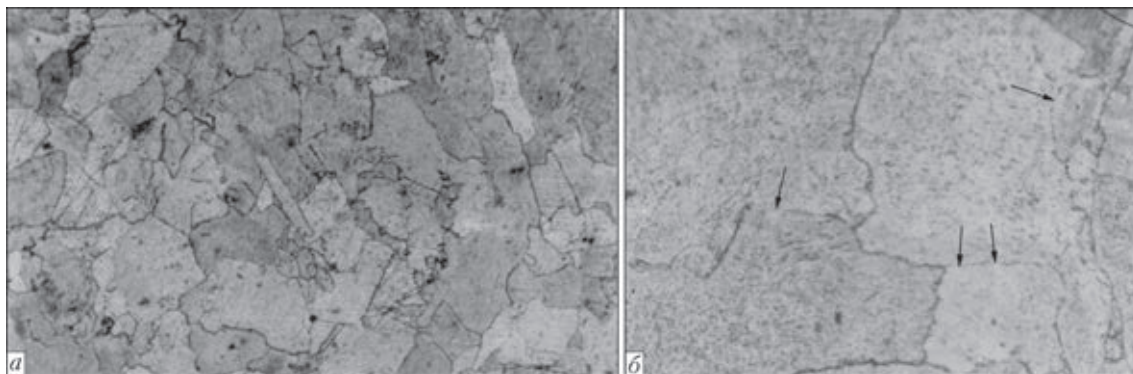


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения паропровода свежего пара из стали 15Х1М1Ф (ТЭС, г. Энергодар). Ресурс 180000 ч: а — металл шва (сплав 09ХМФ),  $\times 100$ ; б — участок перегрева металла ЗТВ,  $\times 750$ . Изменение строения границ зерен отмечено стрелками

здесь:  $\delta$  — ширина границ зерен;

$$j_x = -D_o \frac{dC}{dx},$$

аналогично

$$j_y = -D_r \frac{dC}{dy},$$

где  $C = Cr, Mo$ ;  $D_r$  — коэффициент пограничной диффузии,  $D_o$  — объемной.

Проникновение диффундирующих атомов хрома и молибдена в приграничную зону кристалла  $\alpha$ -фазы определяли с учетом  $D_r$  и  $D_o$ , а также с учетом квадрата среднего смещения [8].

Разрешающая способность известных методов, позволяющих выявить форму и размеры обособленных пограничных и объемных диффузионных потоков, является недостаточной. При использовании поверхностного микрондогового анализа [11, 12] разрешение захватывает определенный приграничный объем  $\alpha$ -фазы, что, однако, позволяет, с учетом погрешности, получить приемлемые результаты. Установили, что отношение  $D_r/D_o$  для металла сварных соединений находится в пределах  $10^2 \dots 10^3$  и зависит от условий их эксплуатации, химического состава, структуры и других факторов. Выявили, что энергия активации пограничной диффузии  $E_r$  является меньшей, чем объемной  $E_o$ .  $E_r$  и  $E_o$  являются величинами переменными и их отношение, соответственно, составляет от 0,4 до 0,72. Изменение интенсивности диффузионных потоков хрома и молибдена и, соответственно, их энергии активации обусловлено отвечающим изменением химических потенциалов.

Установили, что значение коэффициента пограничной диффузии хрома в структуре металла шва (сплав 09ХМФ) (рис. 3, а) составляет  $(1,1 \dots 2,2) \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$ , а для структуры (рис. 3, б)  $(2,7 \dots 3,1) \cdot 10^{-14} \text{ см}^2/\text{с}$ . Значение коэффициента зависит от строения, размеров и формы границ зерен. Для малоугловых границ, имеющих разориентировку не более  $12^\circ$  (мелкозернистая структура) значение  $D_r$  является меньшим, в срав-

нении с аналогичными параметрами для крупных зерен, имеющих разориентировку более  $15^\circ$ . Значение  $D_r$  зависит от параметров режима эксплуатации — температуры, напряжения, перегревов, пусков-остановов, а также от длительности наработки сварных соединений, их структуры и химического состава. Значения приведенного коэффициента меняются в условиях ползучести, когда при длительной наработке рекристаллизационные процессы обеспечивают локальное изменение строения границ зерен (рис. 4, б). Концентрационный профиль  $Cr(x, y, t)$  и  $Mo(x, y, t)$  определяли с помощью рентгеновской спектрографии, а также поверхностного микрондогового анализа. Выявили, что при наработке сварных соединений свыше 270000 ч уровень сегрегации хрома, например, может составлять на границах кристаллов  $\alpha$ -фазы и в их приграничных зонах до 3...5 % [11, 12]. При рассмотрении стабильности структуры имеет смысл учитывать влияние отношения ванадия к углероду [1]. При  $V/C \geq 2,0$  в металле присутствуют карбиды I группы  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  и II —  $Mo_2C$  и  $VC$ . Для уточнения оценки деградации

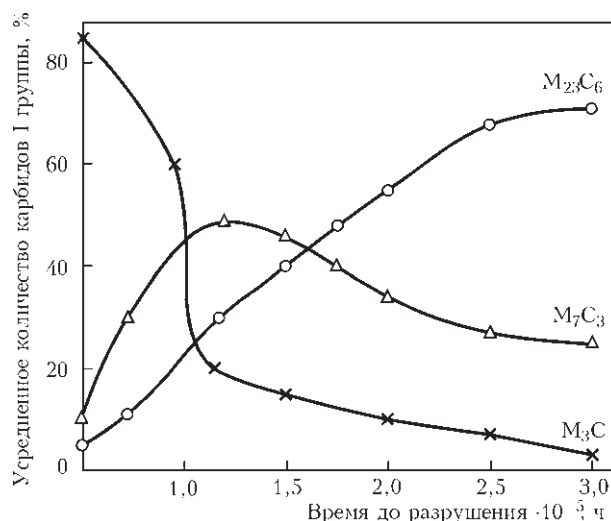


Рис. 4. Экспериментальные данные по изменению количества карбидов I группы в металле участка неполной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения паропровода острого пара из стали 12Х1МФ



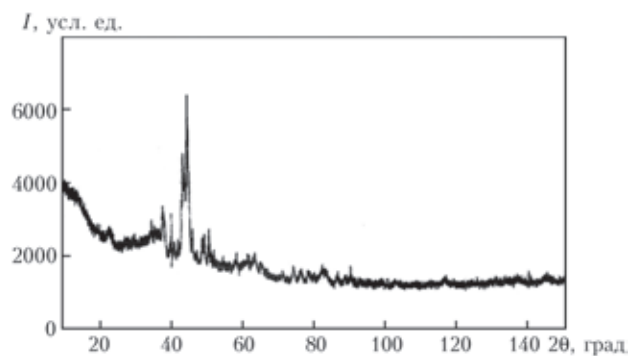


Рис. 5. Экспериментальная рентгенограмма карбидной фазы  $M_{23}C_6$

металла сварных соединений целесообразно изучить особенности строения карбидных фаз, а также кинетику их образования и роста. Интенсивность образования фаз, а также их коагуляция в структуре металла шва, участков ЗТВ и основного металла имела определенные отличия. Идентификацию карбидов, с учетом методики [13], проводили на основании результатов расшифровки микродифракционных изображений от частиц, экстрагированных в реплику со шлифа, а также методом электронно-зондового микроанализа на сканирующем электронном микроскопе JSM-820. Среднее расстояние между карбидами I и II групп по телу зерен  $\alpha$ -фазы заметно отличалось. Степень отличия для участков металла ЗТВ, а также металла наплавленного и основного также была различной.

В процессе длительной эксплуатации в металле сварных соединений происходит количественное изменение карбидных фаз. Отмечается уменьшение при наработке до 150000 ч карбидов  $M_3C$  и увеличение  $M_7C_3$ , [14]. Установили, что при дальнейшей наработке уменьшается количество карбидов  $M_7C_3$  и увеличивается количество  $M_{23}C_6$  (см. рис. 4).

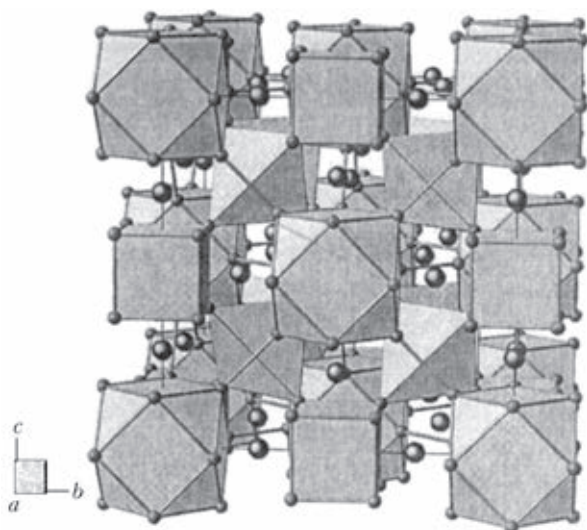


Рис. 6. Модель гранецентрированной кубической решетки карбида  $M_{23}C_6$

Рентгеноструктурное исследование карбидных фаз, выделенных из сварного соединения паропровода из стали 12X1МФ (наработка 200000 ч), проводили на дифрактометре «Simens D-500», который использует порошковый метод для измерений, в монохроматизированном медном излучении с графитовым монохроматором в отраженном пучке. Дифрактограммы снимались в интервале углов  $10^\circ \leq 2\theta \leq 140^\circ$  с шагом сканирования  $0,02^\circ$  и временем накопления импульса 75 с в каждой точке (рис. 5). Идентификация фаз проводилась в соответствии с картотекой PDF-4. Расчет выполняли по методу Ритвельда [15]. В качестве тестовых моделей структур карбидных фаз использовали данные работ [16, 17].

Рассмотрим строение карбидных фаз. Цементит  $M_3C$  ( $Fe, Cr$ ) $_3C$  имеет сложную орторомбическую решетку с параметрами:  $a$  — 4,514 Å;  $b$  — 5,079 Å;  $c$  — 6,730 Å. Путем рентгеновского анализа установили, что в  $M_3C$  (структура сварных соединений из стали 15X1М1Ф) хром может замещать до 19 % (ат.) железа.  $(Fe, Cr)_3C$  образуется при локальной концентрации хрома от 1,0 до 2,5 %. Атомов молибдена в  $M_3C$  не выявили. Увеличение концентрации хрома более 2,5 % способствует образованию тригонального карбида  $(Fe, Cr)_7C_3$ , имеющего гексагональную решетку с параметрами:  $a$  — 4,523 Å,  $c$  — 13,98 Å. Форма выделений  $M_7C_3$  являлась сферической или полиэдрической, температура плавления 1669 °C, а плотность 6,92 г/см<sup>3</sup>. Карбид  $M_7C_3$  образуется в сталях 15X1М1Ф и 12X1МФ при отпуске (730...750 °C, 3...5 ч), а также в результате реакции  $(M_3C + C) \rightarrow M_7C_3$  в процессе их длительной эксплуатации. После отпуска вместе с  $M_7C_3$  появляется кубический карбид  $M_{23}C_6$  (5...7 %).  $M_7C_3$  имеет высокую способность растворять атомы железа, что обеспечивается интенсивными обменными реакциями между кристаллами  $\alpha$ -фазы и  $M_7C_3$ , приводящими, путем достройки их решетки, к коагуляции  $M_7C_3$ . При наличии локальной концентрации хрома более 3 % (наработка сварных соединений 130000...150000 ч) путем реакции  $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$  образуются карбиды  $M_{23}C_6$ , имеющие сложную структуру, представляющую гранецентрированный куб с параметрами 10,64 Å (рис. 6). Из рентгенограмм (рис. 5) следует, что в карбиде  $M_{23}C_6$  отмечается значительная степень деформации кристаллической решетки. Наблюдается заметное уширение рефлексов, обусловленное уменьшенными размерами кристаллитов и наличием микродеформации. Изучение фаз с использованием штрих-диаграмм и карточки PDF-4 показало, что наилучшее соотношение с экспериментально наблюдаемым изображением дают карточки карбида  $M_{23}C_6$  (28-646) и  $M_3C$  ( $\alpha$ -модифика-

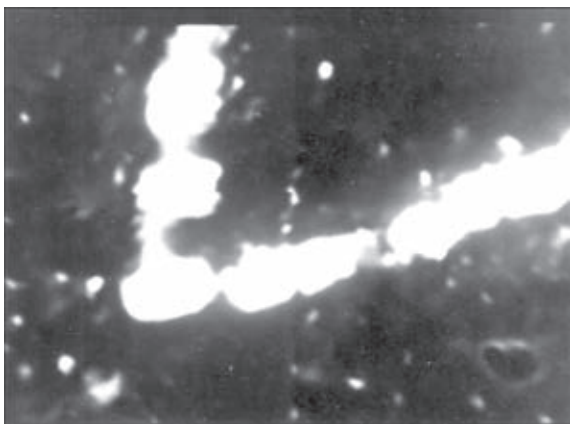


Рис. 7. Иллюстрация коалесценции карбидов  $M_{23}C_6$  на границах зерен  $\alpha$ -фазы ( $\times 7500$ )

ция, когенит, карт. 34-1). Заметим, что некоторые линии экспериментальных рентгенограмм не соответствовали данным картотеки. Для изучаемых по методу Ритвельда фаз проводили определение их параметров [15]. Получили подтверждение, что в тетрадрах внешнее расстояние между атомами больше параметра решетки на 30...40 %. Тетраэдрические ребра между кубами существенно превышают длину ребер куба. Отмечается локальная аморфность решетки  $M_{23}C_6$ , что, возможно, связано с ее достройкой в процессе коагуляции путем коалесценции. В кубе (рис. 6) содержится 92 атома хрома и молибдена, а также 24 атома углерода. Выявили, что примерно после 150000 ч наработки атомы молибдена, имеющие большее сродство к углероду чем атомы хрома, вытесняют их из узлов решетки  $M_{23}C_6$  и атомы хрома вновь переходят в кристалл  $\alpha$ -фазы. Плотность  $M_{23}C_6$  составляет 6,97 г/см<sup>3</sup>.

В металле длительно эксплуатируемых сварных соединений отмечается тенденция увеличения количества карбидов VC. Такое увеличение обусловлено высвобождением углерода вследствие прохождения реакций  $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ . Особо мелкодисперсный карбид ванадия имеет кубическую решетку с параметрами 4,15...4,16 Å, его плотность 5,36 г/см<sup>3</sup>. Первоначально VC образуются в металле шва после отпуска (730...750 °C). Карбиды ванадия имеют форму волокна, эффективно тормозят перемещение дислокаций, что уменьшает эффект ползучести. Выявили, что карбиды VC остаются стабильными и не коагулируют при наработке сварных соединений до 300000 ч. Такая стабильность обусловлена малой скоростью обменных реакций между карбидами VC и кристаллами  $\alpha$ -фазы, поскольку в VC не растворяются атомы железа. Можно показать, что лучшие жаропрочные свойства в процессе длительной эксплуатации ( $t_{нар.} > 270000$  ч,  $T_s \leq 545$  °C) в условиях ползучести, имеют сварные соединения из стали 12X1МФ, чем сварные соединения из стали 15X1М1Ф. Сварные соединения из ста-

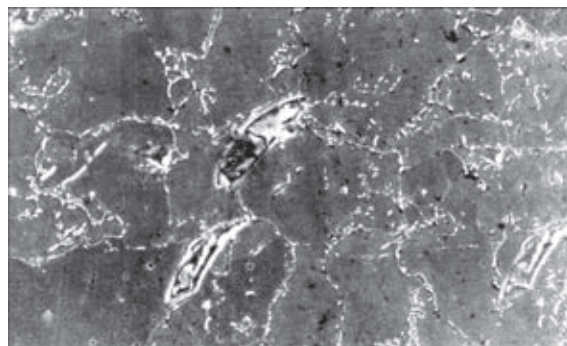


Рис. 8. Микроструктура ( $\times 2000$ ) металла сварного соединения с порами и трещинами ползучести

ли 12X1МФ в меньшей степени повреждаются порами ползучести, чем соединения из стали 15X1М1Ф. В металле сварных соединений изучаемых сталей выявили небольшое количество карбидов молибдена  $Mo_2C$ . Известно, что  $Mo_2C$  имеет гексагональную плотноупакованную решетку с параметрами:  $a$  — 3,022 Å;  $c$  — 4,724 Å. Температура плавления  $Mo_2C$  — 2000 °C, плотность 9,18 г/см<sup>3</sup>. При наработке сварных соединений до 300000 ч карбид молибдена имеет высокую стабильность, что объясняется его способностью растворять железо и другие элементы изучаемых сталей в небольшом количестве не более 7 %.

В результате коагуляции карбидов возрастает протяженность их сосредоточенного расположения, происходящее путем достройки их кристаллических решеток, что обусловлено пограничной диффузией (в большей степени) и объемной (в меньшей) (рис. 7). Карбиды  $M_{23}C_6$  образуют прерывистые цепочки по границам зерен  $\alpha$ -фазы [12, 18]. Возле таких карбидов зарождаются поры ползучести, преобразующиеся в процессе их развития в трещины (рис. 8) [4, 11, 18].

Наличие цепочек карбидов по границам зерен  $\alpha$ -фазы обуславливает снижение межатомных сил сцепления, что способствует также и зарождению трещин усталости, развивающихся по хрупкому механизму.

Установили, что на участках металла ЗТВ, а также в металле шва и в основном металле концентрация карбидов имеет определенные различия. Также отмечается различие распределения карбидов по телу зерен  $\alpha$ -фазы и по их границам. Например, в структуре участка неполной перекристаллизации металла ЗТВ (сварные соединения из стали 15X1МФ, наработка 276000 ч) в пограничных зонах и на границах располагались в основном карбиды  $M_{23}C_6$  (примерно 70 %), карбиды  $M_7C_3$  (около 20 %), остальное — карбиды  $M_3C$ ,  $Mo_2C$ , и VC. В центральной зоне зерен  $\alpha$ -фазы карбидов  $M_{23}C_6$  было около 50 %.

Установили, что рассмотренные физико-химические процессы, обеспечивающие деградацию металла сварных соединений паропроводов



после их наработки свыше 200000 ч, вызывают снижение механических свойств соединений на 10...20 % [1–7, 12, 18].

### Выводы

1. Выявили особенности диффузии и строения карбидных фаз в металле длительно эксплуатируемых сварных соединений из теплоустойчивых перлитных сталей, что позволило уточнить механизм его деградации.

2. Установили, что концентрация коагулирующих карбидных фаз (преимущественно  $M_{23}C_6$  и  $M_7C_3$ ) на границах зерен  $\alpha$ -фазы способствует зарождению пор ползучести и трещин усталости, обеспечивающих разрушаемость металла сварных соединений по хрупкому механизму.

1. *Гладиштейн В.И.* Влияние времени наработки до 350 тыс. ч на служебные характеристики и структуру литых корпусных деталей турбин и арматуры // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 2007. – № 4. – С. 24–32.
2. *Хромченко Ф.А., Калугин Р.Н.* Расчетно-экспериментальная оценка остаточного ресурса сварных соединений паропроводов // *Автомат. сварка*. – 2004. – № 5. – С. 8–13.
3. *Резинская В.Ф., Гринь Е.А.* Современные проблемы обеспечения безопасности тепломеханического оборудования при продлении сроков его службы // *Теплоэнергетика*. – 2013. – № 1. – С. 17–24.
4. *Дмитрик В.В., Барташ С.Н.* Особенности деградации металла сварных соединений паропроводов ТЭС // *Автомат. сварка*. – 2014. – № 4. – С. 32–33.
5. *Експертна система оцінювання ризику руйнування конструктивних елементів трубопроводів теплоенергетичної системи / А.М. Сиротюк, О.В. Каптії, І.М. Дмитрах та ін.* // *Методи та прилади контролю якості*. – 2013. – № 2(31). – С. 126–136.

6. *Трубачев В.М., Каменская Н.И.* Методы оценки микроповрежденности металла длительно работающих паропроводов ТЭС // *Металловедение и терм. обработка металлов*. – 2012. – № 8. – С. 49–54.
7. *Оценка остаточного ресурса с учетом микроповрежденности / И.А. Данюшевский, Е.Б. Куприй, М.Р. Малкин и др.* // *Теплоэнергетика*. – 2008. – № 2. – С. 12–17.
8. *Дмитрик В.В., Сыренко Т.А.* К механизму диффузии хрома и молибдена в металле сварных соединений паропроводов // *Автомат. сварка*. – 2012. – № 10. – С. 22–26.
9. *Бокштейн Б.С.* Диффузия в металлах. – М.: *Металлургия*, 1978. – 247 с.
10. *Готтштайн.* Физико-химические основы материаловедения. – М.: *БИНОМ. Лаборатория знаний*, 2011. – 400 с.
11. *Дмитрик В.В., Баумер В.Н.* Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений при длительной эксплуатации // *Металлофизика, новейшие технологии*. – 2007. – 29, № 7. – С. 937–947.
12. *Дмитрик В.В., Сыренко Т.А.* Особенности отпускной хрупкости сварных соединений паропроводов // *Энергосбережение. Энергетика. Энергоаудит*. – 2010. – № 4 (74). – С. 29–35.
13. *Физико-химический и фазовый анализ сталей и сплавов / Н.Ф. Лашко, Л.В. Заславская, М.Н. Козлова и др.* – М.: *Металлургия*, 1978. – 336 с.
14. *Ланская К.А.* Жаропрочные стали. – М.: *Металлургия*, 1969. – 245 с.
15. *Rietveld analysis of the ordering in  $V_8C_7$  / D. Rafaja, W. Lengauer, P. Ettmayer, V.N. Lipatnikov* // *J. of alloys Compd.* – 1998. – 269, № 3. – P. 60–62.
16. *Fruchart D., Chaudouet P., Fruchart R.* Etudes structurales de composés de tupe cementite: effet de l'hydrogene sur  $Fe_3C$  suivi par diffraction neutronique Spectrometrie moessbaues sur  $FeCo_3B$  et  $Co_3B$  dopes au  $^{57}Fe$  // *J. of Solid State Chemistry*. – 1984. – № 51. – P. 246–252.
17. *Rodriguez-Carvajal J., Rossnel T.* Full Prof. 98 and Win PLOT: New Windows 95/NT Applications for diffraction // *Comission for Powder Diffraction, International Union of Crystallography Newsletter* № 20. – 1988. – № 5-8. – P. 159.
18. *Дмитрик В.В., Царюк А.К., Коник А.И.* Карбидные фазы и повреждаемость сварных соединений в условиях ползучести // *Автомат. сварка*. – 2008. – № 3. – С. 39–43.

Поступила в редакцию 18.02.2015

## Международная конференция «СОВРЕМЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ»

13–15 июня 2016 г.  
Киев, ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины

### Тематика конференции:

- ◆ ЭЛС
- ◆ лазерная сварка
- ◆ гибридные процессы сварки
- ◆ STIR
- ◆ контактно-стыковая сварка высокопрочных сталей
- ◆ сварка дугой, вращающейся в магнитном поле
- ◆ 3D аддитивные технологии, базирующиеся на сварочных процессах

<http://pwi-scientists.com/rus/modernweld2016>







# НЕКОТОРЫЕ ПРЕИМУЩЕСТВА СТЫКОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОНКОЛИСТОВЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ АМг5М и АМг6М, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ, ПО СРАВНЕНИЮ С ТИГ

А.Г. ПОКЛЯЦКИЙ, И.Н. КЛОЧКОВ, С.И. МОТРУНИЧ

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

Проведены сравнительные исследования микроструктуры, степени разупрочнения, предела прочности, склонности к зарождению и распространению трещин и сопротивления усталости сварных соединений деформируемых алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М толщиной 1,8 мм, полученных аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом и трением с перемешиванием, а также уровней возникающих в них остаточных продольных напряжений. Показано, что применение сварки трением с перемешиванием обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к основному материалу и позволяет избежать в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением. В результате интенсивной пластической деформации металла под буртом инструмента и в ядре шва формируется однородная дезориентированная структура с размером зерен 3...4 мкм и дисперсными (не более 1 мкм) фазовыми выделениями, а на прилегающих участках происходит удлинение и искривление зерен в направлении перемещения пластифицированного металла. Благодаря этому повышаются твердость металла в зоне соединения, предел прочности образцов при одноосном растяжении, их усталостная прочность и склонность к зарождению и распространению трещин. Снижение температуры нагрева свариваемых кромок обеспечивает уменьшение максимального уровня растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях на 25 % по сравнению с аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом. Библиогр. 16, рис. 8.

*Ключевые слова:* сварка трением с перемешиванием, алюминиевые сплавы, твердость, микроструктура, предел прочности, усталость

При изготовлении сварных конструкций различного назначения, эксплуатируемых при температурах от  $-190^{\circ}\text{C}$  до  $+70^{\circ}\text{C}$ , широко используются полуфабрикаты в виде листов, плит, полос, прессованных панелей, профилей, прутков, поковок, штамповок и т. п. из прочных и пластичных деформируемых алюминиевых сплавов АМг5 и АМг6 [1]. Для получения неразъемных соединений в большинстве случаев применяются различные способы сварки плавлением, при которых сварной шов образуется в результате расплавления определенного объема соединяемых материалов и присадочной проволоки в общей сварочной ванне и последующей их кристаллизации в среде защитного инертного газа. Это приводит к структурным превращениям в металле шва и примыкающим к нему участкам, а также образованию дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, в результате чего снижаются физико-механические свойства сварных соединений [2–4].

Избежать расплавления металла в зоне формирования шва и максимально сохранить в сварных узлах свойства применяемых при их изготовле-

нии полуфабрикатов удастся при использовании способа сварки в твердой фазе трением с перемешиванием (СТП) [5, 6]. В результате нагревания алюминиевого сплава за счет трения в зоне сварки только до пластического состояния, интенсивного перемешивания, деформирования в ограниченном объеме и уплотнения его рабочими поверхностями инструмента в шве формируется мелкодисперсная структура, а основной металл (ОМ) в ЗТВ разупрочняется в меньшей степени, чем при сварке плавлением. Благодаря этому повышаются предел прочности таких соединений при одноосном растяжении и усталостная прочность их при циклических нагрузках, а также снижаются уровни остаточных напряжений и деформаций [7–14].

Цель данной работы — определить преимущества стыковых соединений тонколистовых деформируемых алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М, полученных СТП, по сравнению с выполненными аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ).

Для исследований использовали листы алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М толщиной 1,8 мм. Стыковые соединения получали АДСНЭ



со скоростью 20 м/ч на токе 135...140 А с помощью установки MW-450 («Fronius», Австрия) с использованием присадочных проволок СвАМг5 и СвАМг6 диаметром 1,6 мм. Процесс СТП осуществляли на разработанной в ИЭС им. Е.О. Патона лабораторной установке, используя специальный инструмент с коническим наконечником и буртом диаметром 12 мм [15], скорость вращения которого составляла 1420 об/мин, а скорость линейного перемещения 12 м/ч. При этом ширина швов, полученных неплавящимся электродом, составляла в среднем 6,5 мм, а сваренных СТП — 3,5 мм (при ширине зоны термомеханического воздействия (ЗТМВ) с лицевой стороны шва около 12 мм).

Из полученных сварных соединений изготавливали шлифы для исследования их структуры и образцы с шириной рабочей части 15 мм для определения их предела прочности при одноосном растяжении в соответствии с ГОСТ 6996–66. Ширина рабочей части образцов для определения характеристик сопротивления усталости составляла 25 мм. Механические испытания образцов осуществляли на универсальном сервогидравлическом комплексе MTS 318.25. Циклические испытания проводили при осевых нагрузках по синусоидальному циклу с коэффициентом  $R_\sigma = 0,1$  и частоте 15 Гц до полного разрушения образцов.

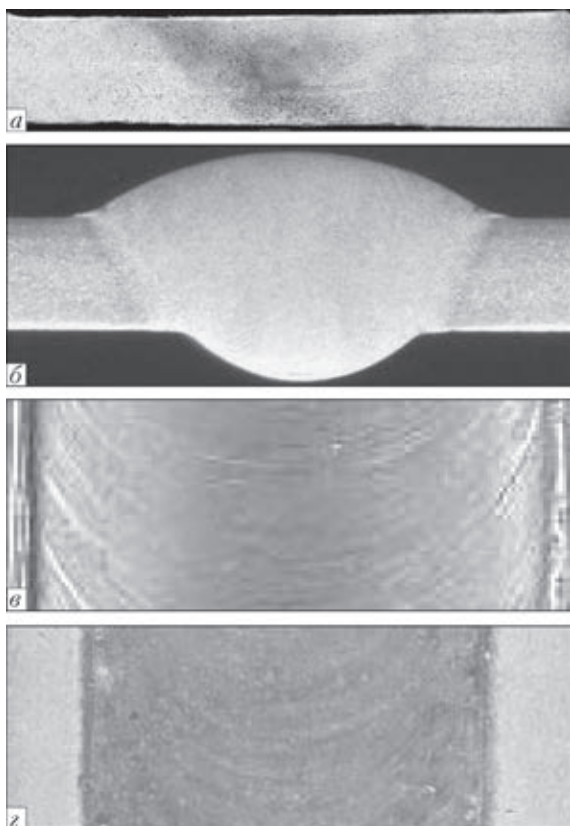


Рис. 1. Поперечные сечения (а, б) и внешний вид лицевой поверхности швов (в, з) сплава АМг6М толщиной 1,8 мм, полученных СТП (а, в) и АДЧЭ (б, з)

При одних и тех же условиях испытывали серию из пяти-семи однотипных образцов. Экспериментальные данные усталостных испытаний обрабатывали методами линейного регрессионного анализа, общепринятыми для такого рода исследований. По результатам проведенных испытаний для каждой серии образцов на основе установленных ограниченных пределов выносливости строили соответствующую кривую усталости — линию регрессии в координатах  $2\sigma_a - \lg N$  ( $2\sigma_a$  — размах напряжений, равный удвоенной величине амплитуды напряжений цикла).

Характеристики сопротивления разрушению ОМ и швов сварных соединений определяли на образцах Кана с острым ( $R = 0,1$  мм) надрезом, обеспечивающим зарождение трещины при относительно низком энергетическом уровне с помощью универсальной испытательной машины РУ-5. Надрез располагали таким образом, чтобы его вершина совпадала с осью шва. Для каждого образца предел прочности и удельную работу распространения трещины при одновременном изгибе и растяжении определяли, используя полученные в процессе их испытаний диаграммы «нагрузка–деформация» [16].

Твердость металла измеряли на лицевой поверхности зачищенных соединений. Степень разупрочнения металла в зоне сварки оценивали на приборе «ROCKWELL» при нагрузке  $P = 600$  Н. Оценку структурных особенностей сварных соединений осуществляли с помощью оптического электронного микроскопа МИМ-8.

Остаточные продольные напряжения в сварных соединениях определяли экспериментальным способом, основанным на разрезании металла. По величине деформации металла, возникающей в результате его разрезания, с помощью соответствующих формул теории упругости (закон Гука) рассчитывали снятые остаточные напряжения, обусловленные сварочным нагревом.

Проведенные исследования показали, что размеры шва при СТП меньше, а его форма выгодно отличается от полученного АДЧЭ (рис. 1). У него отсутствует усиление шва, формирующееся при сварке плавлением за счет присадочной проволоки, и проплав, обусловленный использова-

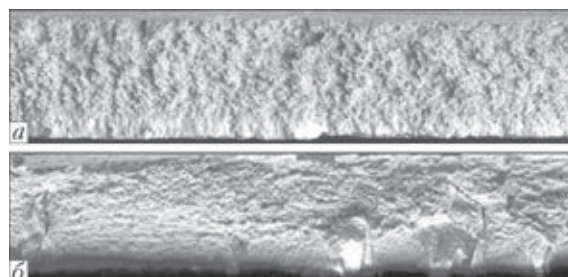


Рис. 2. Продольные изломы швов сплава АМг6М толщиной 1,8 мм, полученные СТП (а) и АДЧЭ (б)

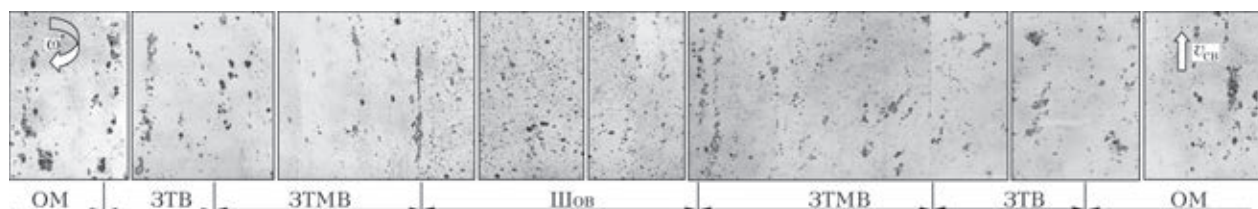


Рис. 3. Микроструктура ( $\times 400$ ) поверхностных участков ОМ и сварного соединения сплава АМг6М, полученного СТП, в металле ЗТВ, ЗТМВ и металле шва со стороны набегающего (слева) и отхода инструмента (справа)

нием подкладки с формирующей канавкой. Это позволяет избежать значительной концентрации напряжений в местах перехода от шва к ОМ, негативно влияющей на эксплуатационные и ресурсные характеристики соединений.

Кроме того, образование неразъемного соединения в твердой фазе без расплавления свариваемых кромок позволяет избежать окисления их в процессе сварки. А интенсивное деформирование и перемешивание пластифицированного металла способствует механическому разрушению и диспергированию находящейся на них исходной оксидной пленки, мгновенно образующейся на алюминиевых сплавах. Поэтому в швах, полученных СТП, отсутствуют дефекты в виде макровключений оксидной пленки, очень часто образующиеся при АДЧНЭ алюминиево-магниевого сплава (рис. 2). Отсутствие расплавленного металла, в котором растворимость водорода резко повышается, позволяет избежать дополнительного насыщения им зоны сварки за счет миграции этого газа из прилегающих поверхностных слоев металла. А перемешивание и уплотнение свариваемого металла в зоне соединения обеспечивает формирование беспористых швов. Поскольку при СТП процессы плавления и кристаллизации металла отсутствуют, а шов формируется в твердой фазе, то удастся полностью избежать образования наиболее опасных и недопустимых для конструкций ответственного назначения дефектов в виде горячих трещин, образующихся в процессе кристаллизации расплавленного металла в месте скопления легкоплавких эвтектических включений.

Процесс образования неразъемного соединения при СТП объединяет целый комплекс взаимосвязанных явлений, включающих интенсивное локальное тепловыделение на поверхностях трения, быстрый нагрев и охлаждение небольших объемов металла в замкнутом пространстве под большим давлением, перемещение нагретого до пластического состояния металла по сложной траектории, пластическую деформацию в микрообъемах металла, рекристаллизацию, диффузию, механическое дробление составляющих частиц, интенсивное перемещение дислокаций, мгновенное образование неразъемного соединения позади инструмента и т. п., что и обуславливает структурные особенности различных его участков.

Микроструктурные исследования показали, что происходящее в процессе СТП перемещение поверхностью бурта инструмента достаточно тонкого ( $0,1 \dots 0,2$  мм) слоя пластифицированного металла, приводит к существенному изменению его структурного состояния — деформированию, переориентированию и измельчению зерен (рис. 3). Близлежащие к перемешиваемому металлу зерна вытягиваются и искривляются в направлении его перемещения. При этом со стороны набегающего инструмента они располагаются практически параллельно стыку. Непосредственно под буртом инструмента происходит измельчение зерен, но четкая ориентация их отсутствует.

Интенсивное перемещение пластифицированного металла рабочими поверхностями бурта инструмента по всей толщине свариваемых кромок приводит к формированию специфической структуры соединений (рис. 4). В центральной части (ядре) шва вследствие динамической рекристаллизации происходит образование мелкокристаллической структуры швов. Так, в ядре шва размер зерен, имеющих практически глобулярную форму, не превышает  $4$  мкм, а дисперсных фазовых выделений не более  $1$  мкм, что в  $5 \dots 7$  раз меньше, чем в ОМ. В ЗТМВ у границы сопряжения шва с ОМ кроме мелких зерен наблюдаются и более крупные ( $6 \dots 7$  мкм), вытянутые в направлении перемещения пластифицированного металла. А в металле ЗТВ, не подвергнувшись деформационному воздействию, размер зерен составляет  $10 \dots 15$  мкм.

Швы этих сплавов, полученные АДЧНЭ, характеризуются смешанной дендритной структурой, состоящей из столбчатых и равноосных зерен, характерной для алюминиево-магниевого сплава в литом состоянии. При этом в центральной части шва формируются равноосные дендриты размером около  $25$  мкм. Вблизи зоны сплавления его с ОМ больше проявляется слоистая дендритная структура с протяженными фазовыми выделениями по границам этих зерен.

Интенсивная пластическая деформация металла в зоне образования неразъемного соединения при СТП способствует не только измельчению его структуры, но и приводит к его деформационному упрочнению (рис. 5). Так, в центральной части швов сплава АМг5М твердость металла находится на уровне  $HRB 84$ , а в зонах сопряжения его с



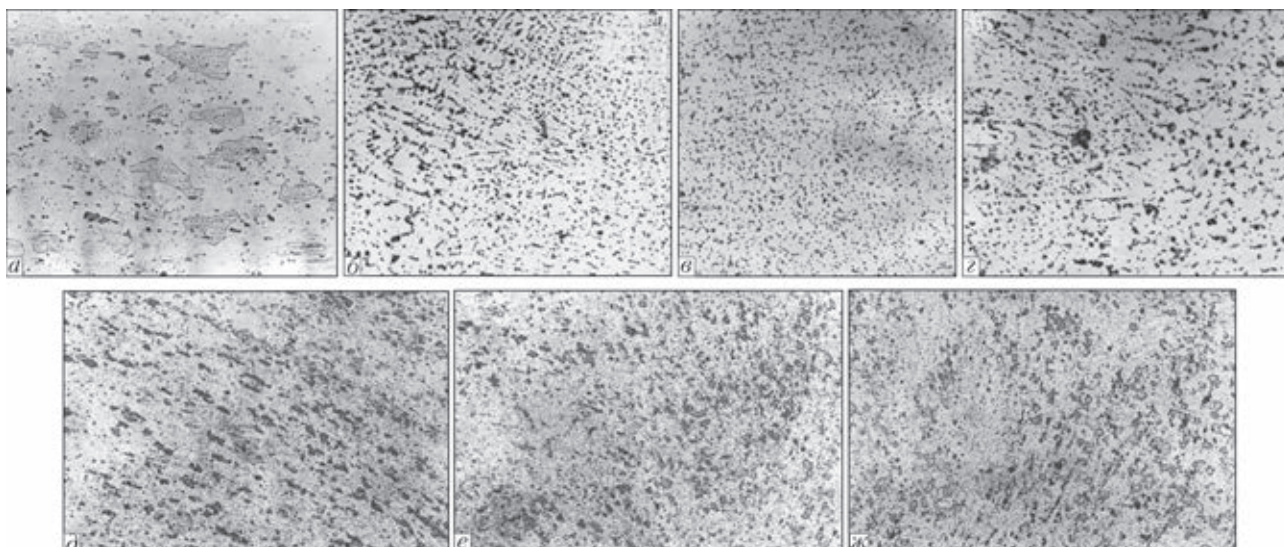


Рис. 4. Микроструктура ( $\times 400$ ) ОМ (а) и сварных соединений сплава АМг5М, полученных АДСНЭ с присадочной проволокой СвАМг5 (б, в — зоны сплавления шва с ОМ; в — шов) и СТП (д — 3ТМВ со стороны набегания; е — ядро шва; ж — со стороны отхода)

ОМ *HRB* 83. При этом минимальная твердость металла (*HRB* 78) наблюдается в ЗТВ. Тогда как при АДСНЭ в центральной части шва твердость металла не превышает *HRB* 76, а в зонах сплавления его с ОМ *HRB* 78. Поэтому образцы соединений сплава АМг5М, выполненные АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг5, со снятыми усилениями и проплавами швов разрушаются при одноосном растяжении по металлу шва и имеют предел прочности на уровне 300 МПа. Разрушение образцов таких соединений с усилением шва происходит по ОМ, как и образцов, полученных СТП. При этом их предел прочности составляет около 320 МПа.

Разрушение образцов сварных соединений сплава АМг6М, полученных АДСНЭ с использованием присадочной проволоки СвАМг6, без усилений и проплавов швов также происходит по металлу шва, а предел прочности их не превышает 325 МПа. Тогда как для таких же образцов с усилением шва, разрушающихся в зоне сплавления

шва с ОМ, этот показатель находится на уровне 345 МПа, как и для образцов, выполненных СТП, разрушение которых происходит по ОМ.

Диаграммы «нагрузка–деформация», полученные при испытании образцов ОМ и сварных соединений сплава АМг6М при одновременном их изгибе и растяжении, свидетельствуют о достаточно высоком уровне их пластичности, поскольку зарождение трещины у вершины концентратора напряжений происходит плавно (рис. 6). Предел прочности образцов ОМ при этом находится на уровне 415 МПа. Распространение зародившейся у вершины острого надреза трещины в образцах, полученных АДСНЭ, происходит по металлу шва. Предел прочности такого шва ниже по сравнению с ОМ и составляет 361 МПа. При испытании образцов, сваренных СТП, трещина смещается в зону сопряжения шва с ОМ, а предел прочности их находится на уровне 436 МПа. Распространение трещины при испытании выполненных СТП образцов происходит даже медленнее, чем в основном ма-

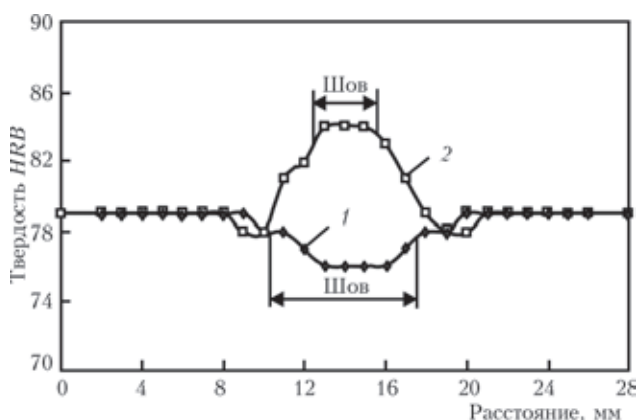


Рис. 5. Распределение твердости в сварных соединениях сплава АМг5М толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

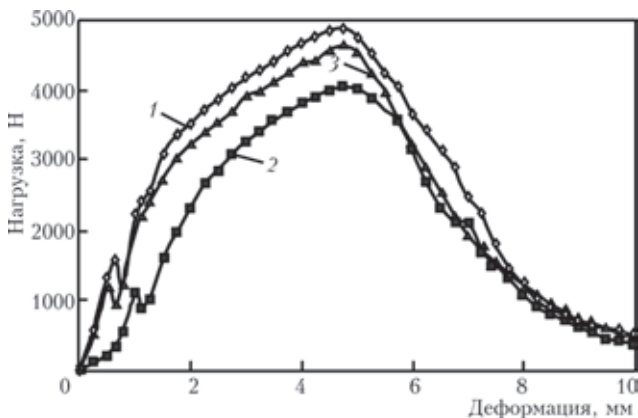


Рис. 6. Диаграммы «нагрузка–деформация», полученные при испытании образцов ОМ и сварных соединений сплава АМг6М: 1 — СТП; 2 — АДСНЭ; 3 — ОМ

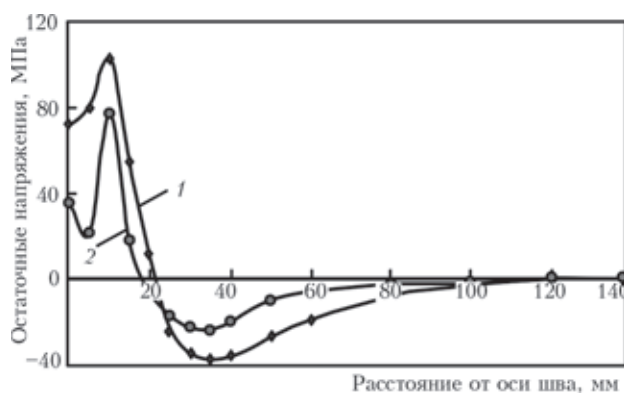


Рис. 7. Распределение остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава АМг5М толщиной 1,8 мм, полученных АДСНЭ (1) и СТП (2)

териале. Так, удельная работа распространения трещины в металле шва таких образцов находится на уровне  $8,8 \text{ Дж/см}^2$ , тогда как для ОМ сплава АМг6М этот показатель равен  $5,7 \text{ Дж/см}^2$ , а для швов, полученных сваркой плавлением,  $4,7 \text{ Дж/см}^2$ .

Фрактографический анализ поверхностей изломов образцов сварных соединений, выполненных СТП, свидетельствует о вязком характере разрушения швов. В центральной части шва у вершины концентратора в виде острого надреза на поверхности излома отчетливо выделяются мелкие ямки с тонкими гребнями. Мелкодисперсная структура швов обеспечивает большую суммарную протяженность границ зерен, что препятствует резкому повышению концентрации напряжений и сдерживает распространение магистральной трещины по металлу шва. Поэтому с увеличением растягивающей нагрузки происходит смещение трещины в зону сопряжения шва с ОМ, на фрактографическом изображении которой заметны незначительные плоские участки рельефа, свидетельствующие о появлении признаков хрупкого разрушения. Однако преобладание однородной мелкодисперсной структуры металла с равномерным распределением мелких фазных

включений обеспечивает даже в этой зоне более высокий уровень прочности металла, чем в швах, полученных сваркой плавлением.

В результате выполненных исследований установлено, что снижение температуры нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения при СТП благоприятно влияет на уровень остаточных напряжений, возникающих в нем вследствие неравномерного распределения теплового поля. Так, при АДСНЭ максимальная величина остаточных продольных растягивающих напряжений на расстоянии 10 мм от оси шва находится на уровне 103 МПа (рис. 7). В центре шва эти напряжения составляют 72 МПа. На расстоянии около 22 мм от оси шва они уменьшаются до нуля, а дальше возникают сжимающие напряжения с максимальной величиной 38 МПа на расстоянии 35 мм от оси шва. В сварных соединениях, выполненных СТП, максимальная величина растягивающих напряжений составляет всего 78 МПа. При этом их величина в центре шва находится на уровне 36 МПа, что в два раза меньше, чем при АДСНЭ. Соответственно и максимальная величина остаточных сжимающих напряжений на расстоянии 35 мм от оси шва снижается до 23 МПа.

Результаты экспериментальных исследований сопротивления усталости сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6М и АМг5М, полученных в твердой фазе трением с перемешиванием, показали, что граница выносливости их на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений составляет 85...95 % соответствующих значений ОМ и практически достигает уровня значений условной границы выносливости (рис. 8). В свою очередь сопротивление усталости сварных соединений, выполненных АДСНЭ, значительно уступает во всем диапазоне долговечности на базе  $10^5 \dots 2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений. При этом долговечность соединений, выполненных СТП, до 10 раз больше в сравнении с соединениями, выполнен-

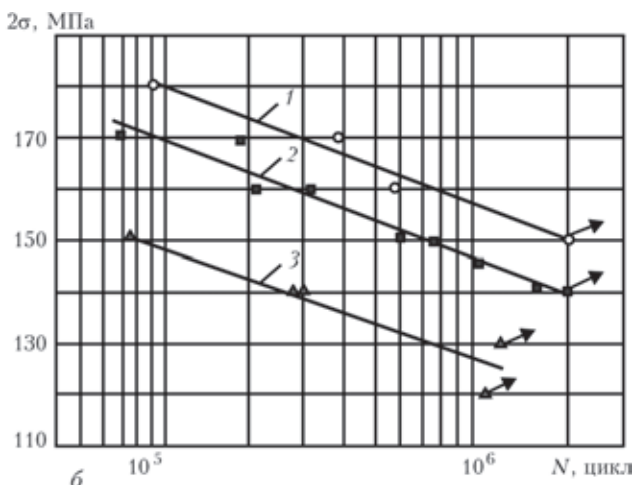
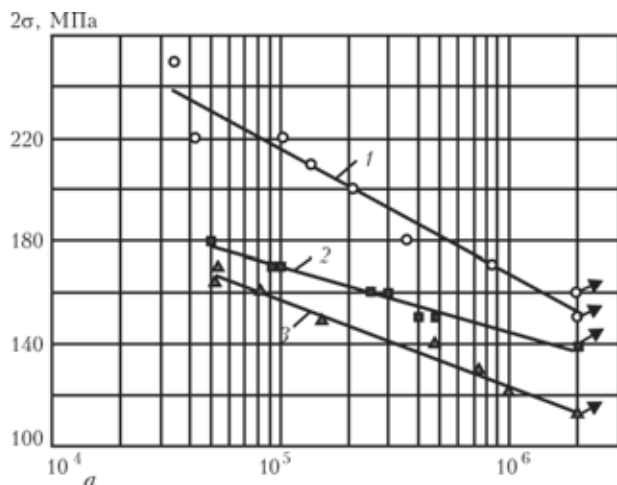


Рис. 8. Кривые усталости ОМ и сварных соединений алюминиевых сплавов АМг6М (а) и АМг5М (б) толщиной 1,8 мм при асимметрии цикла напряжений  $R_\sigma = 0,1$



ными АДСНЭ, а ограниченный предел выносливости их на базе  $10^6$  циклов перемен напряжений больше на 15...20 %. Основной причиной более низкой долговечности сварных соединений, выполненных АДСНЭ, является, главным образом, высокая концентрация действующих напряжений, обусловленная геометрическими параметрами шва.

## Выводы

1. При СТП алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М в результате интенсивной пластической деформации металла под буртом инструмента и в ядре шва формируется однородная дезориентированная структура с размером зерен 3-4 мкм и дисперсными (не более 1 мкм) фазовыми выделениями. В зонах сопряжения шва с ОМ происходит удлинение некоторых зерен до 6...7 мкм и их искривление в направлении перемещения пластифицированного металла.

2. Применение СТП обеспечивает формирование неразъемного соединения с минимальным уровнем концентрации напряжений в местах перехода от шва к ОМ и позволяет избежать в швах дефектов в виде пор, макровключений оксидной пленки и горячих трещин, обусловленных расплавлением и кристаллизацией металла при сварке плавлением.

3. При СТП термически неупрочняемых сплавов АМг5М и АМг6М благодаря деформационному упрочнению металла, обусловленному измельчением зерен, его твердость в зоне соединения повышается. Тогда как при сварке плавлением твердость металла в этой зоне снижается вследствие формирования литой крупнозернистой дендритной структуры швов. Поэтому предел прочности образцов, полученных СТП, при одноосном растяжении на 20 МПа выше, чем образцов без усиления и проплавов швов, сваренных АДСНЭ. Показатели сопротивления разрушению образцов при одновременном их изгибе и растяжении свидетельствуют о более высокой стойкости соединений, полученных в твердой фазе, к зарождению и распространению трещин.

4. Благодаря формированию швов в твердой фазе при более низких по сравнению со сваркой плавлением температурах, максимальный уровень растягивающих остаточных продольных напряжений в сварных соединениях сплава АМг5М, полученных СТП, на 25 % ниже, чем при АДСНЭ.

5. Экспериментально путем получения характеристик сопротивления усталости обоснована

эффективность применения процесса СТП вместо АДСНЭ для изготовления из алюминиевых сплавов АМг5М и АМг6М конструкций, работающих в условиях переменных нагрузок. Показано, что долговечность стыковых соединений, полученных СТП, значительно выше, чем соединений, выполненных АДСНЭ, а их ограниченный предел выносливости на базе  $2 \cdot 10^6$  циклов перемен напряжений практически достигает уровня долговечности образцов ОМ, тогда как для соединений, полученных АДСНЭ, она на 30...40 % ниже.

1. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (Состав, свойства, технология, применение) Справочник / Под общ. ред. И.Н. Фридляндера – Киев: КОМИНТЕХ, 2005. – 365 с.
2. Рабкин Д.М., Лозовская А.В., Скалбинская И.Е. Металловедение сварки алюминия и его сплавов. – Киев: Наук. думка, 1992. – 160 с.
3. Машин В.С., Покляцкий А.Г., Федорчук В.Е. Механические свойства соединений алюминиевых сплавов при сварке плавящимся и неплавящимся электродом // Автомат. сварка. – 2005. – № 9. – С. 43–49.
4. Покляцкий А.Г. Особенности образования макровключений оксидной пленки в металле швов алюминиевых сплавов (Обзор) // Там же. – 2001. – № 3. – С. 38–40.
5. А. с. 195846 СССР МПК В 23 к 35/02. Способ сварки металлов трением / Ю.В. Клименко. – Заявл. 09.11.1965; Опубл. 04.05.1967. Бюл. № 10.
6. Int. Pat. Application № PCT/GB 92/02203; GB Pat. Application № 9125978.8. Friction Stir Butt Welding / Thomas W.M., Nicholas E.D., Needham J.C. et al. – Publ. 1991.
7. Shibayanagi T. Microstructural aspects in friction stir welding // J. of Japan Institute of Light Metals. – 2007. – № 9. – P. 416–23.
8. Pietras A., Zadroga L. Rozwój metody zdrzewania tarciowego z mieszaniami materiału zgrzeiny (FSW) i możliwości jej zastosowania // Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. – 2003. – № 5. – P. 148–154.
9. Sato Y. Relationship between Mechanical Properties and Microstructure in Friction Stir Welded Al alloys // J. of the Japan Welding Soc. – 2002. – №8. – P. 33–36.
10. Larsson H., Karlsson L., Svensson L. Friction Stir welding of AA5083 and AA6082 aluminium alloys // Svetsaren. – 2000. – № 2. – P. 6–10.
11. Klukken A., Raner M. Aluminium bridge constructions – welding technology and fatigue properties // Ibid. – 1995. – № 3. – P. 13–15.
12. Ericsson M., Sandstrom R. Influence of melting speed on the fatigue of friction stir welds, and comparison with MIG and TIG // Intern. J. of Fatigue. – 2003. – № 25. – P. 1379–1387.
13. Lanciotti A., Vitali F. Characterization of friction welded joints in aluminium alloy 6082-T6 plates // Welding International. – 2003. – № 8. – P. 624–630.
14. Jata K.V., Sankaran K.K., Ruschau J.J. Friction stir welding effects on microstructure and fatigue of aluminum alloy 7050-T7451 // Metallurgical Transactions. – 2000. – Vol. 31A. – P. 2181–2192.
15. Пат. 54096 Україна, МПК В23К 20/12. Інструмент для зварювання тертям з перемішуванням алюмінієвих сплавів / А.Я. Іщенко, А.Г. Покляцький; заявник і патентовласник ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. – № u201005315; заяв. 30.04.2010; опубл. 25.10.2010, Бюл. № 20.
16. Покляцкий А.Г. Стойкость швов тонколистовых алюминиевых сплавов против зарождения и распространения эксплуатационных трещин // Автомат. сварка. – 2011. – № 10. – С. 7–11.

Поступила в редакцию 23.03.2015





# ТЕРМОДИНАМИКА ОБРАЗОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЙ ХРОМА В СВАРОЧНЫХ АЭРОЗОЛЯХ

О. Г. ЛЕВЧЕНКО, О. Н. БЕЗУШКО

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

Выполнены термодинамические исследования вероятности образования токсичных соединений хрома в составе аэрозолей, образующихся при дуговой сварке высоколегированных сталей покрытыми электродами. Определена возможность протекания химических реакций, приводящих к образованию токсичных соединений хрома в сварочных аэрозолях. Показано, что в зоне сварочной дуги в интервале температур от 1100 до 3000 К образование соединений шестивалентного оксида хрома маловероятно. Расчетами установлено, что введение в состав сварочных электродов титана, кремния, марганца и алюминия препятствует образованию  $\text{CrO}_3$ . Библиогр. 9, табл. 1, рис. 3.

*Ключевые слова:* сварочные аэрозоли, вредные вещества, термодинамика, вероятность, химические реакции, шестивалентный хром

Энергия, которая выделяется в приэлектродной зоне сварочной дуги, расходуется не только на расплавление материалов, но и на их испарение, в результате чего образуется сварочный аэрозоль (СА), загрязняющий воздух рабочей зоны. До настоящего времени процессы образования СА мало исследованы из-за сложных физических, химических, физико-химических и других процессов, протекающих в зоне сварочной дуги. Для разработчиков сварочных материалов особый интерес представляет определение возможности снижения содержания хрома в составе СА при дуговой сварке высоколегированных хромоникелевых сталей.

Как известно [1], в СА хром может присутствовать в трехвалентном состоянии в виде  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и в шестивалентном — в виде  $\text{CrO}_3$ , а также в форме хроматов и бихроматов калия и натрия ( $\text{K}_2\text{CrO}_4$ ,  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ ,  $\text{Na}_2\text{CrO}_4$ ,  $\text{Na}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ ). Согласно ГОСТ 12.1.005–88 для трехвалентного хрома регламентирована предельно допустимая концентрация в воздухе рабочей зоны, составляющая  $1 \text{ мг/м}^3$ , а для шестивалентного —  $0,01 \text{ мг/м}^3$ , т.е. шестивалентный хром может оказывать на организм человека вредное воздействие в 100 раз большее, чем трехвалентный хром. Соответственно, шестивалентный хром относится к вредным веществам первого класса опасности (чрезвычайно опасным), трехвалентный — третьего класса (умеренно опасным). Таким образом, при сварке хромоникелевых сталей определяющим токсичным компонентом СА является шестивалентный хром.

Целью работы является оценка возможности и условий образования оксидов хрома в составе СА.

Для определения вероятности и условий равновесия реакции использовали термодинамическую функцию Гиббса [2]. Изменение изобарного

потенциала в стандартных условиях при заданной температуре определяют уравнением (1)

$$\Delta G^\circ_T = \Delta H^\circ_T - T\Delta S^\circ_T \quad (1)$$

где  $\Delta H^\circ_T$ ,  $T\Delta S^\circ_T$  — значение изменения энтальпии и энтропии при температуре  $T$ , соответственно.

Произведение  $T\Delta S$ , называемое связанной энергией, отображает ту часть энергии системы, которая не может быть преобразована в полезную работу. Поскольку энтальпия представляет собой полный запас энергии, разница  $\Delta H^\circ - T\Delta S^\circ$  отражает ту часть энергии, которая может быть преобразована в полезную работу в направлении движения системы к равновесию. Поскольку при этом запас энергии уменьшается, т.е.  $G_2 < G_1$ , то при произвольном протекании процесса  $\Delta G^\circ = G_1 - G_2 < 0$ . Чем больше уменьшается  $\Delta G^\circ$ , тем более необратимо протекает процесс в сторону образования продуктов реакции.

Для расчета  $\Delta G^\circ$  реакций, протекающих в зоне сварки при высоких температурах, использовали приближенный метод [3], который заключается в том, что при расчете  $\Delta G^\circ$  энтальпию и энтропию, характерных для реакции, принимают как независимые от температуры и которые меняются только в результате их агрегатных или полиморфных преобразований. Это оправдано тем, что величину  $\Delta G^\circ$  определяют для оценки термодинамической вероятности реакции и степени ее удаления от равновесия или для сравнения вероятности нескольких реакций, которые могут протекать в одной системе. Полученная при этом небольшая погрешность в расчетах принципиально не влияет на результаты термодинамического анализа. Расчетные уравнения в этом случае имеют вид:

$$\Delta H^\circ_T = \Delta H^\circ_{298} \pm L_1 \pm L_2 \pm \dots \pm L_n, \quad (2)$$

$$\Delta S^\circ_T = \Delta S^\circ_{298} \pm L_1/T_1 \pm L_2/T_2 \pm \dots \pm L_n/T_n, \quad (3)$$



где  $L_1, L_2, L_n$  — соответствующие значения теплоты преобразования, кДж/моль;  $T_1, T_2, T_n$  — температуры фазовых превращений участников реакции, К.

Благодаря принятому допущению не только упрощается расчет  $\Delta G$ , но и появляется возможность просто и наглядно изобразить зависимость  $\Delta G_T$  от температуры. Если нет преобразований участников реакции, то зависимость выражается прямой линией, а если есть, то зависимость  $\Delta G_T = f(T)$  принимает вид ломаной линии с перегибами при температурах преобразования.

Изменение энтальпии в интервале температур, а также соответствующих фазовых превращений имеет вид

$$\Delta H_T^0 = \Delta H_{298}^{298} + \int_{298}^{T_1} \Delta C_{p1} dT \pm L_1 + \int_{T_1}^{T_2} \Delta C_{p2} dT \pm L_2 + \dots + \int_{T_n}^T \Delta C_{p(n+1)} dT, \quad (4)$$

где  $\Delta C_{p1}, \Delta C_{p2}, \Delta C_{p(n+1)}$  — изменение теплоемкости в ходе реакции для различных интервалов температур, Дж/(К·моль).

Энтропия дает ключ для определения возможности или невозможности термодинамического процесса. Изменение энтропии при нагревании вещества от комнатной температуры до  $T$ , а также при фазовом и агрегатном изменении состояния вещества, имеет вид:

$$\Delta S_T^0 = \Delta S_{298}^0 + \int_{298}^{T_1} \frac{\Delta C_{p1} dT}{T} \pm \frac{L_1}{T_1} + \int_{T_1}^{T_2} \frac{\Delta C_{p2} dT}{T} \pm \frac{L_2}{T_2} + \dots + \int_{T_n}^T \frac{\Delta C_{p(n+1)} dT}{T}, \quad (5)$$

где  $T_1, T_2, T_n$  — температура полиморфных превращений, плавления и кипения, соответственно.

В случае равновесной реакции соотношение произведения концентраций продуктов реакции к произведению концентраций исходных веществ является величиной постоянной при неизменной температуре, которая называется константой равновесия. Таким образом, константа равновесия зависит только от температуры:  $K = f(T)$ . Уравнения

для расчета константы равновесия реакции получают преобразованием уравнения Ван-Гоффа [4]:

$$\Delta G^0 = -RT \ln K, \quad (6)$$

где  $R = 8,314$  Дж/(моль·К)

$$\ln K = -\Delta G^0/RT = -(\Delta H_T^0 - T\Delta S_T^0)/RT. \quad (7)$$

После замены натурального логарифма на десятичный и подстановки числового значения газовой постоянной  $R$  получим:

$$\lg K = -\Delta H_T^0/19,1T + \Delta S_T^0/19,1. \quad (8)$$

Определив изменение энтальпии и энтропии в ходе реакции при определенной температуре, можно рассчитать константу равновесия реакции.

Для анализа состава СА, в частности, вида соединений хрома, которые могут образовываться при сварке легированных хромоникелевых сталей, были рассмотрены следующие химические реакции:

1.  $4\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3$
2.  $2\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{CrO}_3$
3.  $4\text{CrO}_3 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{O}_2$
4.  $2\text{CrO}_3 + 3\text{Mn} = 3\text{MnO} + \text{Cr}_2\text{O}_3$
5.  $4\text{CrO}_3 + 3\text{Mn} = 3\text{MnO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$
6.  $4\text{CrO}_3 + 3\text{Si} = 3\text{SiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$
7.  $4\text{CrO}_3 + 3\text{Ti} = 3\text{TiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$
8.  $2\text{CrO}_3 + 2\text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3$

Результаты термодинамических расчетов указанных реакций приведены в таблице.

В рассмотренных случаях  $\Delta H_{3000}^0$  имеет отрицательное значение, т.е. данные реакции экзотермические и сопровождаются выделением тепла. При этом энтропия  $\Delta S^0$  реакций № 3; 4; 5; 7; 8 > 0, т.е. они протекают самопроизвольно, а энтропия реакций 1; 2; 6 < 0, что свидетельствует о невозможности их самопроизвольного протекания.

Для условий дуговой сварки (при постоянном давлении  $P = \text{const}$ ) выделение (передача) теплоты (произвольно от нагретого тела к холодному) возможна за счет изменения энтальпии системы  $Q = \Delta H$ . При этом следует помнить, что энтальпия и энтропия имеют экстенсивные свойства, т.е. зависят от количества вещества [5].

Как было отмечено выше, для определения вероятности и условий равновесия реакции (в данном случае при  $P = \text{const}$ ) использовали термо-

**Результаты расчета термодинамических параметров для реакций, которые могут происходить в дуговом промежутке при 3000 К**

| Номер реакции | Химическая реакция                                                           | $\Delta H_{3000}^0$ , кДж | $\Delta S_{3000}^0$ , Дж/К | $\Delta G_{3000}^0$ , Дж | $\lg K$ |
|---------------|------------------------------------------------------------------------------|---------------------------|----------------------------|--------------------------|---------|
| 1             | $4\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3$                          | -3774,8                   | -1043,62                   | -643940                  | 11,20   |
| 2             | $2\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{CrO}_3$                                   | -1546,486                 | -920,1                     | 1213514                  | 21,18   |
| 3             | $4\text{CrO}_3 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{O}_2$                       | -594,918                  | 802,6565                   | -3002890                 | 52,40   |
| 4             | $2\text{CrO}_3 + 3\text{Mn} = 3\text{MnO} + \text{Cr}_2\text{O}_3$           | -1878,804                 | 19,742                     | -1938030                 | 33,82   |
| 5             | $4\text{CrO}_3 + 3\text{Mn} = 3\text{MnO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$        | -2820,458                 | 69,84                      | -3029978                 | 52,88   |
| 6             | $4\text{CrO}_3 + 3\text{Si} = 3\text{SiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$        | -4257,198                 | -57,439                    | -4084881                 | 71,30   |
| 7             | $4\text{CrO}_3 + 3\text{Ti} = 3\text{TiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$        | -2919,148                 | 473,0                      | -4338148                 | 75,71   |
| 8             | $2\text{CrO}_3 + 2\text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3$ | -2283,639                 | 1,024                      | -2286711                 | 39,91   |

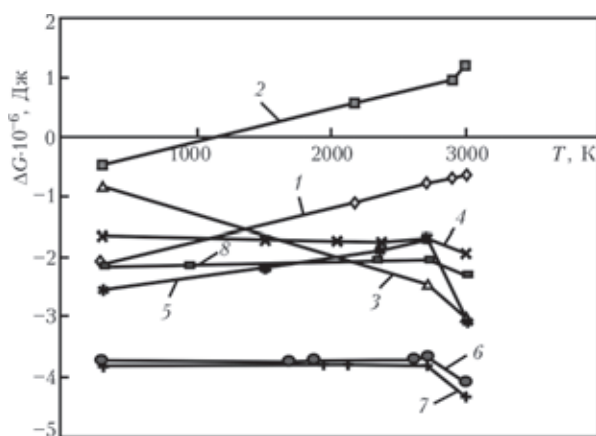


Рис. 1. Графическое изображение вероятности химических реакций (номера кривых соответствуют номерам химических реакций)

динамическую функцию Гиббса  $\Delta G^\circ_T = f(T)$ . Для указанных в таблице реакций были получены графические зависимости данной функции (рис. 1).

В термодинамической системе, которая находится при постоянном давлении, произвольно протекают только такие процессы, которые сопровождаются уменьшением изобарного потенциала системы, т.е. из всего возможного списка химических взаимодействий между веществами, которые входят в состав основного металла и сварочного электрода, возможны те реакции, результатом которых будет уменьшение термодинамического потенциала. Наиболее интенсивно будут протекать те реакции, в которых абсолютная величина уменьшения изобарного потенциала наибольшая:  $|\Delta G_T| = \max$ .

Химическое сродство веществ увеличивает их способность вступать во взаимодействие с образованием новых веществ. Очевидно, что чем больше энергии нужно затратить (выполнить работу) для разрушения химической связи, тем большее значение химического сродства. С другой стороны, также очевидно и то, что чем больше энергии выделяется (или поглощается) при образовании химической связи, тем прочнее эта связь. Следовательно, необходимым условием процесса взаимодействия веществ является уменьшение изобарного потенциала системы в результате реакции. Абсолютное по модулю значение изобарного потенциала  $|\Delta G_T|$  определяет величину химического сродства, а знак указывает направление химической реакции:

- если  $\Delta G_T < 0$  — протекает прямая реакция;
- $\Delta G_T > 0$  — протекает обратная реакция;
- $\Delta G_T = 0$  — реакция находится в равновесии.

Изложенные закономерности справедливы для случая, когда во взаимодействие вступают чистые вещества [6].

Реакция  $2\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{CrO}_3$  имеет положительное значение энергии Гиббса при температуре 3000 К (рис. 1). Это означает, что реакция идет в обратном направлении  $2\text{CrO}_3 = 2\text{Cr} + 3\text{O}_2$ , т.е. не-

смотря на то, что реакция окисления элементарного хрома согласно его химическим свойствам должна происходить, в данном случае в зоне сварочной дуги создаются температурные условия, неблагоприятные для образования шестивалентного хрома.

Из результатов расчетов (рис. 1) видно, что наиболее вероятными реакциями при изменении температуры от 298 до 3000 К будут реакции № 7 ( $4\text{CrO}_3 + 3\text{Ti} = 3\text{TiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) и № 6 ( $4\text{CrO}_3 + 3\text{Si} = 3\text{SiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ). Они свидетельствуют о том, что наличие в составе сварочных материалов таких металлов, как титан и кремний способствует восстановлению оксида шестивалентного хрома  $\text{CrO}_3$  до трехвалентного  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ . Вероятность протекания реакций № 1 и 2 с увеличением температуры уменьшается и при достижении равновесия они пойдут в обратном направлении. Кривые энергии Гиббса реакций № 4 и 8 практически параллельны друг другу и имеют прямую зависимость от температуры, причем вероятность реакции № 8 больше, чем № 4. Последнее свидетельствует о том, что марганец и алюминий также как титан и кремний способствуют восстановлению шестивалентного оксида хрома до трехвалентного оксида.

Согласно результатам расчетов очевидно, что все рассмотренные химические реакции (см. таблицу) в интервале температур от 298 до 3000 К имеют высокую термодинамическую вероятность их протекания, кроме реакции № 2 ( $2\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{CrO}_3$ ). Вместе с тем, если в процессе сварки из дугового промежутка за пределы дуги выносятся элементарный хром и если при снижении температуры до 1100 К он не окисляется, то при снижении температуры ниже 1100 К, хотя и с малой вероятностью, может осуществляться реакция его окисления по реакции  $2\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{CrO}_3$ .

Кроме того, результатами экспериментальных исследований [7, 8] показано, что шестивалентный хром присутствует в составе СА при сварке высоколегированных сталей покрытыми электродами. Это объясняется тем, что он представлен в СА в виде хроматов калия и натрия ( $\text{K}_2\text{CrO}_4$ ,  $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ ,  $\text{Na}_2\text{CrO}_4$ ,  $\text{Na}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$ ), на образование которых существенное влияние оказывает содержание в покрытии сварочных электродов оксидов щелочных металлов  $\text{K}_2\text{O}$  и  $\text{Na}_2\text{O}$  [9].

Анализ термодинамики химических реакций, приведенных в таблице, позволяет констатировать, что вероятность реакции образования оксида хрома № 1 ( $4\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) при увеличении температуры снижается практически до нуля. Реакция № 2 ( $2\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{CrO}_3$ ) имеет наименьшую вероятность в прямом направлении. Вероятно, что при температуре более 1100 К она будет идти в обратном направлении, т.е. с разложением



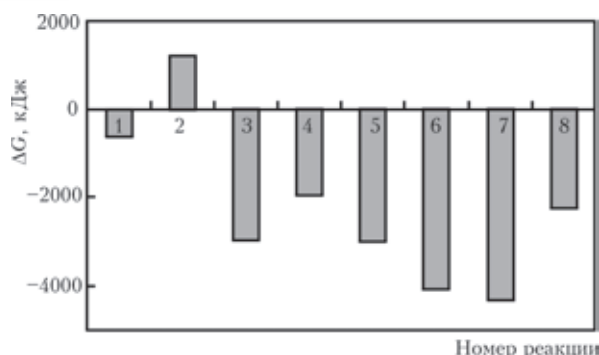


Рис. 2. Изменение изобарного потенциала вероятности химических реакций при 3000 К (цифры — номера реакций)

$\text{CrO}_3$  на  $\text{Cr}$  и  $\text{O}_2$ . Реакция № 3 вероятна в данном промежутке температур и имеет симметричное отражение кривой реакции № 2. Это свидетельствует о том, что вероятнее всего  $\text{CrO}_3$  будет распадаться на  $\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{O}_2$ , чем на  $\text{Cr} + \text{O}_2$ . Реакция № 4 ( $2\text{CrO}_3 + 3\text{Mn} = 3\text{MnO} + \text{Cr}_2\text{O}_3$ ) и № 8 ( $2\text{CrO}_3 + 2\text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}_2\text{O}_3$ ) имеют практически параллельные кривые, причем вероятность реакции № 4 несколько больше.

Наибольшую вероятность в данном промежутке температур имеют реакции № 6 ( $4\text{CrO}_3 + 3\text{Si} = 3\text{SiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) и № 7 ( $4\text{CrO}_3 + 3\text{Ti} = 3\text{TiO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ). Реакция № 5 ( $4\text{CrO}_3 + 3\text{Mn} = 3\text{MnO}_2 + 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ ) интересна тем, что при увеличении температуры до 2713 К ее вероятность снижается, а после плавления оксида хрома  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  кривая имеет резкий наклон в отрицательном направлении (рис. 1), т. е. она имеет высокую вероятность при высоких температурах.

Заметим, что изломы на графиках функции Гиббса (рис. 1) свидетельствуют об изменении агрегатного состояния конечного компонента химической реакции.

Для сравнения вероятности протекания рассмотренных химических реакций при максимальной температуре (3000 К) построены гистограммы (рис. 2 и 3). Согласно рис. 2 видно, что реакции № 1 и 3–8 имеют отрицательный изобарный потенциал. Это означает, что они идут в прямом направлении. При температуре 3000 К наиболее интенсивно протекают реакции № 7 и 6. Реакция № 2 в прямом направлении не протекает, она возможна только в следующем виде:  $2\text{CrO}_3 = 2\text{Cr} + 3\text{O}_2$ . При этом вполне очевидно, что образующийся элементарный хром будет окисляться по реакции № 1:  $4\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ .

Из результатов, представленных на рис. 3, видно, что при постоянной температуре (в данном случае 3000 К) реакции № 1–8 будут протекать, причем наиболее интенсивно — реакции № 7 и 6. Результаты расчетов константы равновесия (рис. 3) свидетельствуют о том, что при темпера-

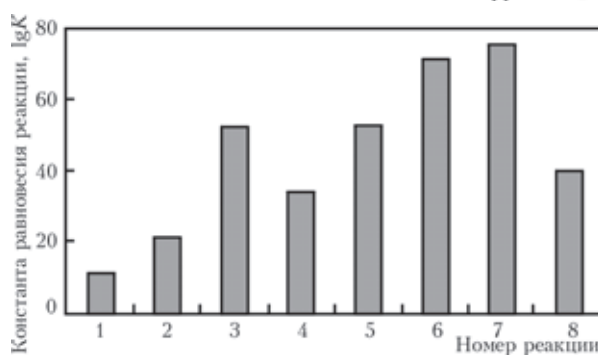


Рис. 3. Константы равновесия химических реакций при 3000 К

туре 3000 К указанные химические реакции могут проходить практически полностью. О том, в каком направлении они протекают, указывает знак изобарного потенциала (см. рис. 2).

## Выводы

1. Расчеты термодинамических характеристик вероятности протекания химических реакций образования оксидов хрома при дуговой сварке показали, что в зоне сварочной дуги в интервале температур от 1100 до 3000 К соединения шестивалентного хрома не образуются.

2. Расчетами термодинамических характеристик подтверждено, что введение в состав сварочных электродов титана, кремния, марганца и алюминия может препятствовать образованию шестивалентного оксида хрома. При температуре 3000 К способность данных металлов препятствовать образованию шестивалентного хрома увеличивается в следующем порядке: алюминий, марганец, кремний, титан.

1. *Researches on the origin and the characteristics of chromium in stainless steel welding fumes.* – [1982]. – Intern. Inst. of Welding; Doc. II-A-563-82.
2. *Кох Б.А.* Основы термодинамики тепловых процессов сварки. – Л.: Судостроение, 1975. – 240 с.
3. *Рыкалин Н.Н.* Расчеты тепловых процессов при сварке. – М.: Машгиз, 1951. – 296 с.
4. *Филиппов С.И.* Теория металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 279 с.
5. *Деворо О.Ф.* Проблемы металлургической термодинамики. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.
6. *Бернадский И.И.* Теория металлургических процессов. – Киев: Высш. шк., 1978. – 287 с.
7. *Санитарно-гигиенические характеристики покрытых электродов для сварки высоколегированных сталей / К.А. Ющенко, О.Г. Левченко, А.В. Булат и др. // Автомат. сварка.* – 2007 – № 12. – С. 44–47.
8. *Влияние состава основного металла и электродного покрытия на гигиенические характеристики сварочных аэрозолей / К.А. Ющенко, О.Г. Левченко, А.В. Булат и др. // Автомат. сварка.* – 2009 – № 7. – С. 45–50.
9. *Металлургия дуговой сварки: Процессы в дуге и плавление электродов / И. К. Походня, В. Н. Горпенюк, С. С. Миличенко и др. // Под ред. И. К. Походни.* – Киев: Наук. думка, 1990. – 224 с.

Поступила в редакцию 18.03.2015



## АСИНХРОННЫЕ ВОЗБУДИТЕЛИ И СТАБИЛИЗАТОРЫ ДУГИ. АНАЛИЗ И МЕТОДИКА РАСЧЕТА. Часть 2

Н.М. МАХЛИН<sup>1</sup>, А.Е. КОРОТЫНСКИЙ<sup>2</sup>

<sup>1</sup> ГП «НИЦ СКАЭ ИЭС им.Е.О. Патона НАН Украины».

03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: electro@paton.kiev.ua

<sup>2</sup> ИЭС им.Е.О. Патона НАН Украины. 03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Рассмотрены вопросы анализа процессов в электронных вольтодобавочных устройствах асинхронного типа с последовательным включением в цепь основной или вспомогательной («дежурной») дуги, имеющих конфигурацию формирующего контура, в котором емкостной накопитель и индуктивность первичной обмотки повышающего импульсного трансформатора соединены последовательно, а коммутирующий ключ контура подключен параллельно этому соединению. В части 2 работы приведены результаты анализа цепей генераторов импульсов повышенного напряжения, входящих в состав асинхронных возбудителей и стабилизаторов процесса горения дуги. Описаны схмотехнические решения и отражены вопросы анализа зарядно-разрядных цепей асинхронных возбудителей и стабилизаторов процесса горения дуги, построенных на основе использования метода резонансной накачки. Анализ процессов в цепях асинхронных возбудителей и стабилизаторов процесса горения дуги выполнен с использованием решений известных в теоретической электротехнике уравнений. Предложены основанная на этих решениях инженерная методика расчета основных компонентов функциональных узлов асинхронных возбудителей и стабилизаторов процесса горения дуги, а также рекомендации по выбору их элементной базы. Библиогр. 30, табл. 2, рис. 6.

*Ключевые слова:* дуговая и плазменная сварка, асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги, генераторы импульсов повышенного напряжения, импульсные трансформаторы, сердечники, ферриты, распыленное железо, устройства ввода высоковольтных импульсов, резонансная накачка

Эффективность бесконтактных методов иницирования стационарного дугового разряда путем ионизации межэлектродного промежутка за счет инжекции в него импульсов высокого или повышенного напряжения во многом зависит от способа ввода этих импульсов в цепь дуги и параметров высоковольтных импульсов, вырабатываемых специальными вольтодобавочными устройствами-возбудителями и стабилизаторами дуги. Структурному построению таких электронных устройств и их схмотехнике посвящен ряд работ, например, [1–5], однако вопросы анализа электромагнитных процессов в функциональных узлах таких устройств и методики их расчета в этих работах рассмотрены в недостаточном для практики объеме. До некоторой степени этот пробел восполнен в работе [6], посвященной схмотехнике, анализу и методике расчета электронных вольтодобавочных устройств с независимым питанием напряжением переменного тока (преимущественно промышленной частоты) и с последовательным включением в цепь основной или вспомогательной («дежурной») дуги. В работе [7] рассмотрены вопросы схмотехники, анализа и методики расчета зарядных устройств (ЗУ) асинхронных возбудителей и стабилизаторов дуги (АВСД), выполненных либо на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, либо на основе

умножителя напряжения (УН), построенного по схеме Кокрофта–Уолтона. Вместе с тем аналогичные вопросы касательно такого важного функционального узла АВСД, как генератор импульсов повышенного напряжения (ГИН), который вне зависимости от способа реализации или схемы ЗУ входит в состав АВСД, до настоящего времени в известных литературных источниках отражены фрагментарно, что обуславливает определенные затруднения при разработке и проектировании АВСД. Существенные затруднения возникают и при разработке и проектировании АВСД, принцип действия которых базируется на использовании для заряда емкостного накопителя ГИН метода резонансной накачки, из-за отсутствия работ, в которых приведены результаты анализа процессов в цепях подобных устройств и методика расчета их узлов и элементов.

Цель настоящей работы — анализ процессов в ГИН, входящего в состав АВСД, а также в функциональных узлах АВСД, принцип действия которых базируется на методе резонансной накачки, с использованием для анализа известных в теоретической электротехнике методов исследования линейных цепей; выработка рекомендаций по расчету и выбору компонентов устройств этой группы, вытекающих из результатов их анализа и опыта разработки, изготовления и практического применения.



**Особенности анализа и расчета ГИН.** Принцип действия АВСД основан на периодических процессах заряда емкостного накопителя ГИН и последующего его разряда через первичную обмотку повышающего импульсного трансформатора, с вторичной обмотки которого импульсы высокого или повышенного напряжения инжектируются в цепь основной или вспомогательной («дежурной») дуги [1, 2, 7].

На рис. 1, а приведена структурно-функциональная схема АВСД с ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором или ЗУ на основе УН и с последовательным включением в цепь дуги переменного или постоянного тока. Базовый вариант ГИН таких АВСД представляет собой последовательный LC-контур ударного возбуждения, в состав которого входят емкостной накопитель  $C_K$ , индуктивность  $L_K$  (индуктивность первичной обмотки  $I$  повышающего импульсного трансформатора  $TV1$ ) и полупроводниковый коммутирующий элемент (ключ)  $K$  со схемой управления 1.

Формирование импульсов повышенного напряжения в контуре ГИН осуществляется за счет переходного процесса, происходящего при периодических включениях полупроводникового ключа  $K$ . Для анализа переходного процесса в контуре ГИН может быть использована расчетная эквивалентная схема, изображенная на рис. 2, а, при этом представляется целесообразным принять практически не влияющие на качество анализа следующие допущения:

1)  $R_K = R_{\text{кл.дин}} + ESR_C + R_L + R_{\text{с.п.}}$ , где  $R_{\text{кл.дин}}$  — динамическое сопротивление включенного ключа  $K$ ,  $ESR_C$  — эквивалентное последовательное активное сопротивление емкостного накопителя ГИН,  $R_L$  — активное сопротивление первичной обмотки повышающего импульсного трансформатора  $TV1$ ,  $R_{\text{с.п.}}$  — активное сопротивление соединительных проводов ГИН;

2) индуктивность  $L_K$  первичной обмотки  $I$  повышающего импульсного трансформатора  $TV1$  линейна, равна начальной и не зависит от протекающего в ней тока;

3)  $\tau_{\text{пер}} \ll T_{\text{и}}$ , где  $\tau_{\text{пер}}$  — длительность переходного процесса,  $T_{\text{и}}$  — период частоты включений полупроводникового ключа  $K$ ;

$$4) R_K / 2L_K < 1 / \sqrt{L_K C_K};$$

5)  $U_{\text{вых}} = U_{L_K} W_2 / W_1$ , где  $U_{\text{вых}}$  — выходное напряжение АВСД (напряжение на вторичной обмотке повышающего импульсного трансформатора  $TV1$ ),  $U_{L_K}$  — напряжение на индуктивности  $L_K$ ,  $W_1$  и  $W_2$  — число витков первичной и вторичной обмоток повышающего импульсного трансформатора  $TV1$  соответственно.

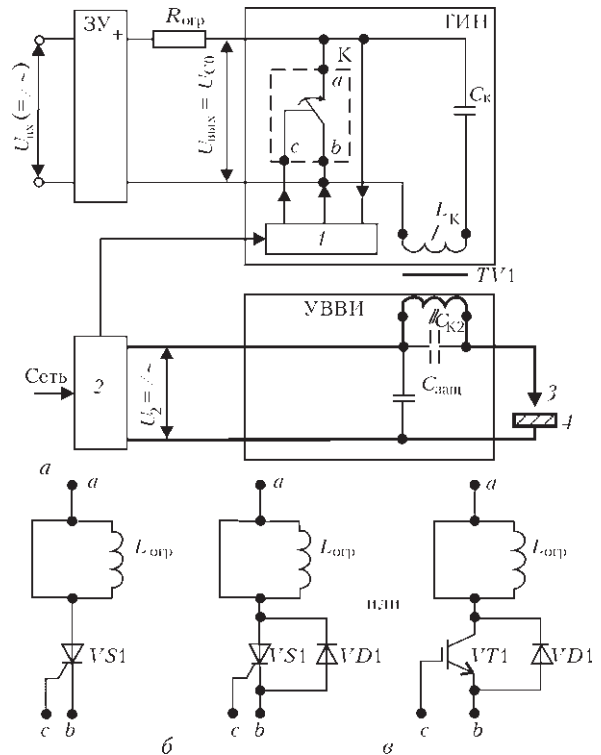


Рис. 1. Структурная схема АВСД с последовательным включением в сварочную цепь (а); электрическая принципиальная схема полупроводникового коммутирующего ключа ГИН с односторонней проводимостью (б); варианты электрической принципиальной схемы полупроводникового коммутирующего ключа ГИН с двухсторонней проводимостью (в); 1 — схема управления АВСД; 2 — источник питания дуги; 3 — сварочный электрод; 4 — свариваемое изделие; ЗУ — зарядное устройство повышающего типа;  $R_{огр}$  — токоограничивающий резистор; ГИН — генератор импульсов повышенного напряжения;  $K$  — полупроводниковый коммутирующий ключ ГИН;  $C_K$  — конденсатор формирующего контура ГИН;  $TV1$  — импульсный повышающий трансформатор с первичной  $I$  и вторичной  $II$  обмотками;  $L_K$  — индуктивность формирующего контура ГИН (индуктивность обмотки  $I$  трансформатора  $TV1$ );  $L_{огр}$  — дополнительная индуктивность, ограничивающая скорость нарастания прямого тока через коммутирующий ключ ГИН; УВВИ — устройство ввода высоковольтных импульсов в цепь дуги;  $C_{K2}$  — конденсатор дополнительного формирующего контура УВВИ;  $C_{зщ}$  — защитный (блокировочный) конденсатор УВВИ;  $VS1$  — тиристор полупроводникового коммутирующего ключа ГИН;  $VT1$  — транзистор полупроводникового коммутирующего ключа ГИН;  $VD1$  — обратный диод полупроводникового коммутирующего ключа ГИН

Для напряжения  $u_C$  на емкостном накопителе ГИН с учетом принятых допущений переходной процесс при ненулевых начальных условиях в  $R_K C_K L_K$ -цепи с предварительно заряженной емкостью описывается известным дифференциальным уравнением второго порядка [8, 9]

$$LC \frac{d^2 u_C}{dt^2} + RC \frac{du_C}{dt} + u_C = U_{C0}, \quad (1)$$

где  $U_{C0} = U_{Cy}$  — установившееся напряжение на емкостном накопителе (при  $t \rightarrow \infty$ ,  $du_C/dt = 0$  и  $i_C(t) = 0$ ), то есть напряжение на емкостном нако-



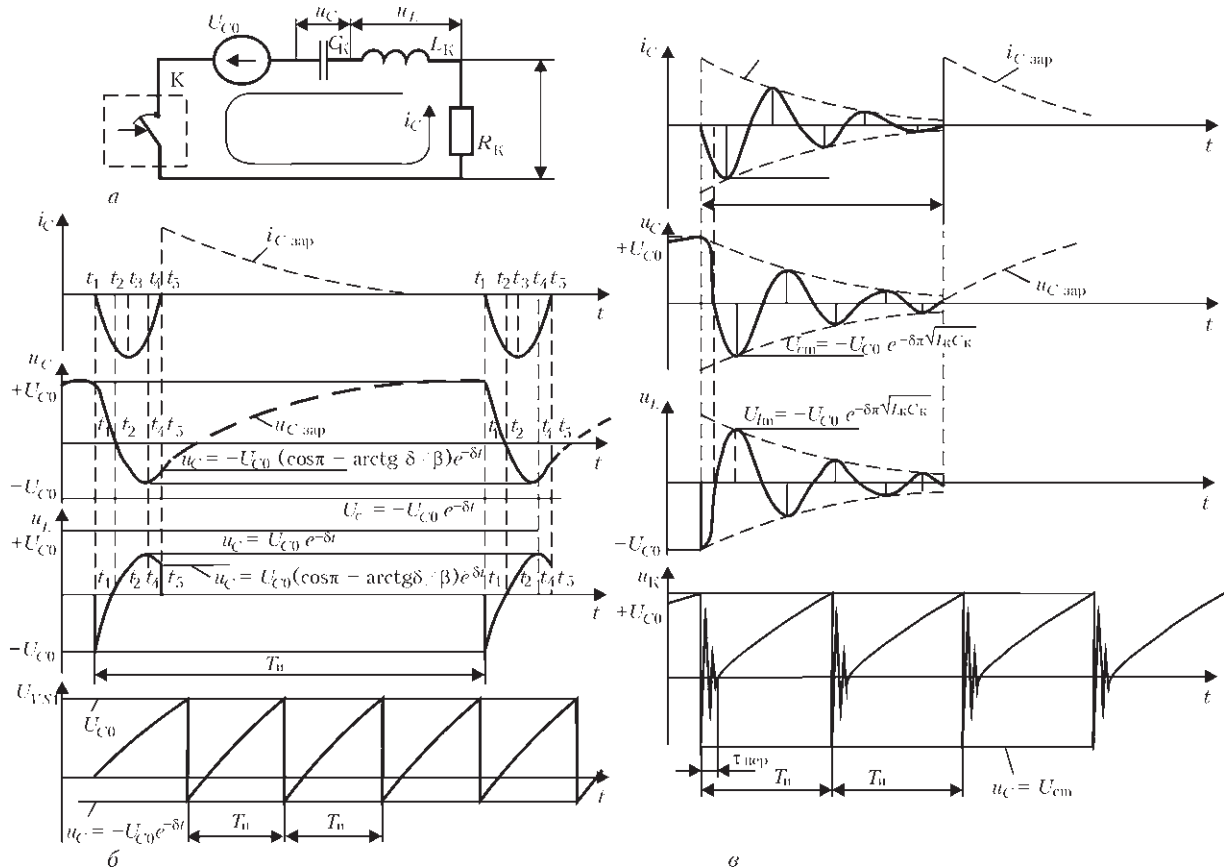


Рис. 2. Схема замещения ГИН (а); эпюры токов и напряжений в цепях ГИН при односторонней проводимости полупроводникового коммутирующего ключа К (б); эпюры токов и напряжений в цепях ГИН при двухсторонней проводимости полупроводникового коммутирующего ключа К (в)

пителе  $C_K$  непосредственно перед включением полупроводникового ключа К.

При введении обозначений  $R/2L = \delta$ ,  $1/LC = \beta_0^2$ ,  $\beta = \sqrt{\beta_0^2 - \delta^2}$  и с учетом принятого допущения  $\beta_0^2 > \delta^2$  решения уравнения (1) могут быть представлены в виде выражений

$$i_C = -\frac{U_{C0}}{\beta L} \sin \beta t e^{-\delta t}, \quad u_C = U_{C0} \frac{\beta_0}{\beta} \cos(\beta t - \gamma) e^{-\delta t}, \quad (2)$$

где  $\tan \gamma = \delta/\beta_0$ , а знак «минус» в выражении для  $i_C$  указывает на направление тока разряда емкостного накопителя  $C_K$ , противоположное направлению тока его заряда.

Из соотношения  $u_L = L \frac{di}{dt}$  и выражения (2) переходное напряжение на индуктивности  $L_K$  может быть определено по формуле

$$u_L = -\frac{U_{C0}}{\beta} (\beta \cos \beta t - \delta \sin \beta t) e^{-\delta t}. \quad (3)$$

В силу принятых допущений можно полагать, что для контура ГИН  $\beta_0/\beta \approx 1$ , и поэтому формула (3) с достаточной для практики точностью может быть представлена как

$$u_L = -U_{C0} \cos(\beta t - \gamma) e^{-\delta t}. \quad (4)$$

В (2)–(4)  $\beta$  представляет собой угловую частоту собственных колебаний при переходном про-

цессе в  $R_K C_K L_K$ -контуре;  $\delta$  — коэффициент затухания этих колебаний.

Графики тока  $i_C$ , напряжений  $u_C$  и  $u_L$ , отображающие характер переходного процесса в  $R_K C_K L_K$ -контуре ГИН в зависимости от рода проводимости (односторонней — рис. 1, б или двухсторонней — рис. 1, в) ключа К, приведены на рис. 2, б и 2, в соответственно.

При односторонней проводимости ключа К (в качестве которого обычно используется тиристор  $VS1$  — рис. 1, б) с момента его включения  $t_1$  (рис. 2, б) начинается процесс перезаряда емкостного накопителя  $C_K$  через индуктивность  $L_K$  контура ГИН. При этом в контуре ГИН начнет протекать ток  $i_C$ , который будет изменяться по закону синуса от нуля в момент  $t_1$  до амплитудного значения  $I_{Cm} = U_{C0}/\beta L$  в момент  $t_3$  и от амплитудного значения до нуля в момент  $t_5$ , вследствие чего в момент  $t_5$  ключ К естественным образом перейдет в непроводящее состояние и с этого момента вновь начнется процесс заряда емкостного накопителя ГИН. Напряжение  $u_C$  на емкостном накопителе  $C_K$  с момента  $t_1$  начнет изменяться по закону косинуса от значения  $+U_{C0}$  до нуля в момент  $t_2$ , затем от нуля до амплитудного значения  $U_{Cm} \approx -U_{C0} e^{-\delta t}$  в момент  $t_4$  и от амплитудного до значения  $u_C = -U_{C0} \cos(\pi - \arctg \delta/\beta) e^{-\delta t}$  в момент



$t_5$ , с которого вновь начнет нарастать по экспоненциальному закону, обеспечивая заряд емкостного накопителя ГИН до значения  $U_{C0}$ . В свою очередь, в момент  $t_1$  на индуктивности  $L_k$  контура ГИН возникнет напряжение  $u_L = -U_{C0}$ , которое начнет изменяться по закону косинуса от значения  $-U_{C0}$  до нуля в момент  $t_2$ , затем от нуля до амплитудного значения  $U_{Lm} \approx U_{C0}e^{-\delta t}$  в момент  $t_4$  и от амплитудного значения до значения  $u_L = U_{C0}\cos(\pi - \arctg\delta/\beta)e^{-\delta t}$  в момент  $t_5$ , после чего мгновенно спадет до нуля. Временные сдвиги  $\Delta t = t_3 - t_2 = t_5 - t_4$  зависят от добротности  $Q R_k C_k L_k$  контура ГИН, которая определяется по выражению

$$Q = \frac{\sqrt{L_k C_k}}{R_k}. \quad (5)$$

Длительность переходного процесса при односторонней проводимости ключа К может быть определена по формуле

$$\tau_{\text{пер}} = \pi \sqrt{L_k C_k}. \quad (6)$$

При двухсторонней проводимости полупроводникового ключа К (рис. 1, в) с момента его включения в контуре ГИН будет происходить классический затухающий колебательный переходной процесс, описываемый известным уравнением (1), решениями которого являются выражения (2)–(4). Кривые изменений тока  $i_C$  и напряжений  $u_C$  и  $u_L$  в течение затухающего колебательного переходного процесса приведены на рис. 2, в. Как известно [8, 9], фазовые сдвиги между током  $i_C$  и напряжениями  $u_C$  и  $u_L$  и длительность переходного процесса при двухсторонней проводимости ключа К зависят от добротности  $R_k C_k L_k$  контура ГИН, при этом длительность затухающего колебательного переходного процесса определяется по соотношению

$$\tau_{\text{пер}} = \frac{6L_k}{R_k}. \quad (7)$$

С момента окончания в контуре ГИН затухающего колебательного переходного процесса начнет повторяться процесс заряда емкостного накопителя  $C_k$  до значения  $U_{C0}$ . Одной из отличительных особенностей затухающего колебательного переходного процесса является практическая симметрия кривых тока  $i_C$  и напряжений  $u_C$  и  $u_L$  относительно нуля, что обуславливает возможность эффективного использования повышающего импульсного трансформатора ТВИ (рис. 1, а), так как при этом такой трансформатор способен работать при максимально возможном размахе индукции в его сердечнике — от  $+B_{\text{sat}}$  до  $-B_{\text{sat}}$ .

Другая отличительная особенность контура ГИН, ключ К которого обладает двухсторонней проводимостью, заключается в том, что длительность затухающего колебательного переходного

процесса значительно превышает длительность переходного процесса при односторонней проводимости ключа К. Это способствует более продолжительному удержанию плазмы в состоянии ударной ионизации в межэлектродном промежутке, что особенно важно в случаях, когда АВСД используется для возбуждения малоамперных дуг, а также для стабилизации процесса горения малоустойчивых дуг переменного тока (например, при сварке ТИГ алюминия и его сплавов или при сварке ММА электродами с фтористо-кальциевым покрытием), которым свойственна быстрая деионизация межэлектродного промежутка при смене полярности тока дуги [4, 10].

Однако следует отметить, что по сравнению с ГИН, в состав которого входит ключ с односторонней проводимостью, реализация двухсторонней проводимости ключа К требует некоторого его усложнения и применения полупроводниковых приборов с более высоким допустимым обратным напряжением, а также схемы управления ключом, способной обеспечивать длительность сигналов управления, не меньшую или превышающую длительность затухающего колебательного переходного процесса.

Для обеспечения безотказной работы полупроводникового ключа К значение индуктивности  $L_k$  контура ГИН должно обеспечивать выполнение требований  $I_{Cm} < I_{\text{OC, ПРГ max}}$  и  $(di/dt)_k < (di/dt)_{\text{кр}}$ , где  $I_{\text{OC, ПРГ max}}$  — максимально допустимый повторяющийся ток перегрузки полупроводникового ключа в открытом состоянии (максимально допустимый ток рабочей перегрузки),  $(di/dt)_k$  — максимальное значение скорости нарастания тока  $i_C$  в контуре ГИН,  $(di/dt)_{\text{кр}}$  — значение критической скорости нарастания тока в открытом состоянии ключа К. Максимальное амплитудное значение тока  $I_{Cm}$  в контуре ГИН согласно (2) может быть определено по выражению

$$I_{Cm} = U_{C0} \sqrt{\frac{C_k}{L_k}}, \quad (8)$$

и в реальных моделях АВСД составляет от 80 до 445 А. Учитывая, что длительность такого тока не превышает нескольких микросекунд, а максимальная скорость нарастания тока  $i_C = 50 \dots 80$  А/мкс, выполнение условий безотказной работы ключа К в его открытом состоянии по допустимому току рабочей перегрузки  $I_{\text{OC, ПРГ max}}$  и критической скорости нарастания тока в АВСД вполне достижимо [11].

Вместе с тем расчет и проектирование повышающего импульсного трансформатора (ИТ) АВСД вызывает определенные затруднения из-за высоких значений напряженности  $H$  магнитного поля в сердечнике, обусловленных амплитудными значениями тока  $I_{Cm}$  в контуре ГИН. Известно, что



индукция в сердечнике ИТ при ее изменении от  $-B_{sat}$  до  $+B_{sat}$  связана с напряженностью  $H$  соотношением  $B = \mu H$ , где  $\mu = \mu_0 \mu_e$  — магнитная проницаемость материала сердечника ИТ,  $\mu_0$  — магнитная постоянная, равная  $4\pi \cdot 10^{-7}$ ,  $\mu_e$  — эффективная магнитная проницаемость сердечника (для сердечников без немагнитного зазора значение  $\mu_e$  может быть принято равным значению начальной магнитной проницаемости  $\mu_{нач}$ ). Напряженность  $H$  в сердечнике ИТ определяется как [12]

$$H = \frac{I_{Cm} W_1}{l_c}, \quad (9)$$

где  $W_1$  — число витков первичной обмотки ИТ;  $l_c$  — длина средней линии магнитной индукции в сердечнике. В табл. 1 приведены наибольшие расчетные значения  $H_{max}$  и  $B_{max}$  в зависимости от рассчитанных согласно (8) значений тока  $I_{Cm}$  при  $U_{C0} = 700$  В,  $l_c = 0,44$  м,  $W_1 = 1$ ,  $\mu_e = 1,58 \cdot 10^3$  и типичных для ГИН значениях  $C_k$  и  $L_k$ .

Из данных табл. 1 следует, что применение в ИТ АВСД единичных ферритовых сердечников без немагнитного зазора с приемлемыми геометрическими размерами, у которых значение индукции насыщения  $B_{sat}$  может составлять 0,48...0,50 Тл [13], при типичных для ГИН значениях  $I_{Cm}$ ,  $C_k$ ,  $L_k$  и  $\mu_{нач}$  практически невозможно.

Более эффективным является использование такого распространенного метода увеличения допустимого значения  $H_{max}$ , при котором индукция в ферритовом сердечнике ИТ не превышает значения  $B_{sat}$ , как введение в сердечник немагнитного зазора с длиной, не превышающей 1 % от  $l_c$  [12]. В этом случае значение  $\mu_e$  может составить 0,12...0,14  $\mu_{нач}$  (благодаря чему  $H_{max}$  в зависимости от  $B_{sat}$  может достигать значений 2700...3000 А/м), однако при этом с уменьшением значения  $\mu_{нач}$  пропорционально снижается и значение коэффициента индуктивности  $A_L = L_k / W_1^2 = \mu_0 \mu_e A_e / l_c$ , где  $A_e$  — эффективная площадь сечения единичного сердечника, вследствие чего для обеспечения приемлемого значения  $L_k$  возникает необходимость использования в ИТ сердечника, состоящего из нескольких единичных сердечников. Кроме того, введение зазора не устраняет необходимости применения ферритовых сердечников со значительной длиной средней линии магнитной индукции

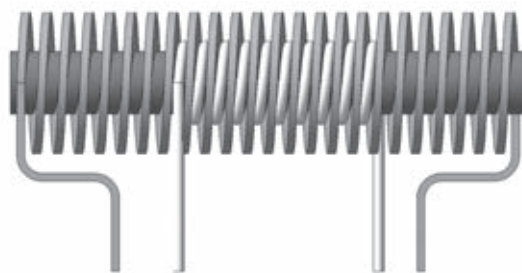


Рис. 3. Конструкция импульсного повышающего трансформатора АВСД с полностью разомкнутым стержневым ферритовым сердечником

$l_c$  ( $> 0,2$  м), что неизбежно вызывает возрастание массы, габаритных размеров и стоимости ИТ.

Значительно лучшие результаты могут быть получены при построении ИТ в виде трансформатора с полностью разомкнутым стержневым ферритовым сердечником (рис. 3), для которого справедливы выражения [12]

$$\mu_e = \frac{\mu_{нач}}{1 + g(\mu_{нач} - 1)}, \quad g = 0,84(D/l_\phi)^{1,7}, \quad (10)$$

где  $\mu_{нач}$  — начальная магнитная проницаемость сердечника;  $g$  — размагничивающий фактор стержневого ферритового сердечника;  $D$  — диаметр, а  $l_\phi$  — длина ферритового стержня. Такая конструкция ИТ обеспечивает существенное уменьшение его массогабаритных показателей и практически исключает возможность насыщения его сердечника, что достигается за счет свойственной этой конструкции низкой  $\mu_e$ . Вместе с тем это предопределяет низкое значение индуктивности  $L_{W1}$  первичной обмотки ИТ (не более 7 мкГн), которое может быть обеспечено только при повышенном числе витков первичной (обычно до 11–12) и, соответственно, вторичной обмотки ИТ. Помимо этого, низкое значение индуктивности  $L_{W1}$  вызывает необходимость введения в схему ГИН последовательно соединенной с коммутирующим ключом К дополнительной индуктивности  $L_{доп}$  (рис. 1, б, в) для обеспечения условий безотказной работы ключа К, одним из которых является выполнение требования  $L_k = L_{W1} + L_{доп} > U_{C0} / (di/dt)_{кр}$ . Для ИТ со стержневым ферритовым сердечником также характерно выполнение его вторичной обмотки в виде однослойной обмотки, намотанной «на ребро», ввиду необходимости распределения этой обмотки по всей длине сердечника и обеспе-

Таблица 1. Зависимость  $B_{max}$  от  $H_{max}$  при различных значениях соотношения  $C_k/L_k$

| $C_k$ , мкФ | $L_k = 20$ мкГн |                | $L_k = 14$ мкГн |                | $L_k = 10$ мкГн |                |
|-------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|-----------------|----------------|
|             | $H_{max}$ , А/м | $B_{max}$ , Тл | $H_{max}$ , А/м | $B_{max}$ , Тл | $H_{max}$ , А/м | $B_{max}$ , Тл |
| 0,25        | 178             | 0,353          | 213             | 0,423          | 252             | 0,499          |
| 0,50        | 252             | 0,499          | 301             | 0,597          | 356             | 0,706          |
| 1,00        | 356             | 0,706          | 424             | 0,841          | 503             | 0,999          |
| 2,00        | 503             | 0,999          | 602             | 1,194          | 712             | 1,412          |
| 3,00        | 616             | 1,223          | 736             | 1,461          | 871             | 1,729          |
| 4,00        | 712             | 1,412          | 851             | 1,689          | 1006            | 1,997          |





чения минимально возможного зазора между обмоткой и сердечником. Следует отметить, что до настоящего времени в литературе отсутствовали зависимости и методики расчета размагничивающего фактора для разомкнутых ферромагнитных сердечников, позволяющие аналитически строго определить их эффективную магнитную проницаемость, из-за чего, как правило, приходится руководствоваться экспериментальными данными. Кроме того, в таких ИТ число витков вторичной обмотки ограничено длиной  $l_{\phi}$  реальных изготавливаемых промышленностью ферритовых стержней и обычно не превышает 28...30. Тем не менее, ИТ со стержневым ферритовым сердечником получают в АВСД все более широкое применение, о чем свидетельствует практика разработки и изготовления сварочных инверторов (преимущественно для сварки ТИГ) ведущими фирмами Швеции, Италии, Финляндии, Украины, Китая, России и других стран.

Анализ возможных значений амплитудных и частотных параметров ГИН приводит к выводу о том, что для получения оптимизированных электромагнитных и массогабаритных характеристик повышающего импульсного трансформатора ГИН его сердечник должен быть выполнен из материала, обладающего низкой эффективной магнитной проницаемостью  $\mu_e$  и, одновременно с этим, достаточно высокой индукцией насыщения  $B_{sat}$ . Именно такие свойства присущи сердечникам из распыленного железа (СРЖ), широко используемым в последние годы в индуктивных элементах импульсных источников питания и представляющим собой ферромагнитные структуры с распределенным воздушным зазором [14].

Свойственная железу высокая индукция насыщения ( $B_{sat} \leq 1,5$  Тл) в сочетании с распределенным немагнитным зазором обеспечивает возможность получения сердечника с невысокой эффективной магнитной проницаемостью ( $\mu_e \leq 120$ ) и допустимыми значениями  $H_{max} = 8000 \dots 20000$  А/м, способного функционировать в широком диапазоне частот (более 100 кГц) [15–17]. Существенным преимуществом СРЖ является и то, что среди наиболее распространенных материалов с высокой индукцией насыщения распыленное железо обладает наименьшей стоимостью. Такие характеристики СРЖ дают возможность создавать компактные ИТ с рациональным числом витков обмоток и оптимизированными массогабаритными показателями. Применение СРЖ позволяет достигать в повышающем импульсном трансформаторе ГИН значений индуктивности первичной обмотки порядка 8 мкГн и более. При этом для расчета ИТ с СРЖ могут быть использованы известные и, в значительной степени, отработанные методики [12, 18], а также результаты дополнительных экс-

периментальных исследований. Можно ожидать, что в ближайшие годы ИТ с СРЖ, а также дроссели с такими сердечниками получат широкое распространение не только в АВСД, но и в сварочных инверторах и конверторах.

Поскольку, как отмечено в [6], при пробое и искровом разряде, относящимся к самостоятельным неустановившимся разрядам в газах, сопротивление межэлектродного промежутка достаточно высоко (от нескольких десятков до сотен килоом) и поэтому влияние сварочного контура, в том числе цепей УВВИ, на параметры ГИН пренебрежительно мало, то выражения (2)–(8) справедливы как для режима холостого хода АВСД, так и для режима искрового разряда (вплоть до момента перехода искрового разряда в межэлектродном промежутке в стационарный дуговой).

Выражения (2)–(10) и результаты экспериментальных исследований, а также опыт разработки и эксплуатации АВСД могут быть использованы для расчета параметров и выбора компонентов базового варианта ГИН (рис. 1, а) следующим образом:

1. Расчетное и номинальное значения емкости  $C_k$  накопителя ГИН и тип применяемых конденсаторов определяют исходя из необходимого значения энергии инжектируемых в цепь основной или вспомогательной («дежурной») дуги импульсов в соответствии с приведенными в [6, 7] рекомендациями и согласно соотношению  $C_k \geq 2W_C / U_{C0 \min}^2$ , где  $W_C$  — запасаемая в емкостном накопителе ГИН энергия при его заряде,  $U_{C0 \min}$  — минимально возможное в конкретной схеме ЗУ значение установившегося напряжения заряда емкостного накопителя. При этом наибольшее допустимое напряжение постоянного тока  $U_{VDC}$  для конденсатора (конденсаторов) емкостного накопителя ГИН должно удовлетворять условию

$$U_{VDC} \geq 1,6 U_{C0 \max} \quad (11)$$

где  $U_{C0 \max}$  — максимально возможное в конкретной схеме ЗУ значение установившегося напряжения заряда емкостного накопителя.

2. Для определения значений составляющих активного сопротивления контура ГИН используют справочные данные, приведенные, например в [11, 19–22], а также рекомендации работы [6], в соответствии с которыми значение сопротивления  $R_k$  в подавляющем большинстве случаев не превышает 30 мОм.

3. Расчет индуктивности контура ГИН выполняют в зависимости от выбранной конструкции ИТ, материала и геометрических размеров его сердечника.

3.1. Если по конструктивным или экономическим соображениям выбирают конструкцию ИТ с П- или Ш-образным ферритовым сердечником, то



для расчета ИТ целесообразно задаться значениями индуктивности  $L_k$  первичной обмотки и числа ее витков  $W_1$ , а также, пользуясь рекомендациями работы [6], определить число витков  $W_2$  вторичной обмотки и площадь поперечного сечения ее проводника. Рекомендуемые значения  $L_k$  составляют 16...22 мкГн, а  $W_1$  — 1, 2 витка. Затем по выражению (8) определяют амплитудное значение тока  $I_{Cm}$  в контуре ГИН, а по заданным значениям  $L_k$  и  $W_1$  — необходимое расчетное значение коэффициента индуктивности  $A_L$ . По справочным данным, приведенным, например, в [12, 13, 18, 19, 23], осуществляют предварительный выбор стандартного типоразмера единичного ферритового П-или Ш-образного сердечника с  $0,20 \text{ м} < l_c < 0,37 \text{ м}$  и  $\mu_e < 1600$  и определяют эффективную площадь  $A_{EC}$  его сечения, а также (по стандартным методикам) необходимую площадь  $A_w$  окна сердечника, занимаемой проводниками обмоток ИТ, с учетом коэффициента укладки витков, толщины межвитковой и межобмоточной изоляции и повышенной температуры ИТ при его охлаждении путем естественной конвекции. После этого, с учетом полученных и заданных значений  $I_{Cm}$ ,  $W_1$  и  $l_c$  по формуле (9) рассчитывают соответствующее этим значениям максимально возможное значение  $H_1$  напряженности магнитного поля в единичном сердечнике. Далее для удовлетворения условия  $B_{sat} > \mu_0 \mu_e H_1$  определяют требуемое значение  $\mu_e$  по выражению

$$\mu_e \leq \frac{B_{sat}}{\mu_0 H_1}, \quad (12)$$

где  $B_{sat}$  — допустимое значение индукции насыщения единичного ферритового сердечника, которое рекомендуется принимать равным 0,35...0,40 Тл. Исходя из этого, требуемое значение  $\mu_e$  может быть обеспечено только при условии введения в сердечник немагнитного зазора. Необходимую длину  $l_{зз}$  такого зазора определяют из соотношения [12]

$$\mu_e = \frac{\mu_{нач} l_{зз}}{1 + \mu_{нач} \frac{l_{зз}}{l_c}}. \quad (13)$$

Рекомендуемые значения  $l_{зз}$  от 0,5 до 1,0 мм. Если же результаты расчетов превышают рекомендованные значения  $l_{зз}$  и не обеспечивают получение требуемых значений  $\mu_e$ , то следует выбрать типоразмер сердечника с большей  $l_c$ , после чего вновь производят поверочные расчеты, по результатам которых осуществляют окончательный выбор типоразмера сердечника. По полученным данным для обеспечения заданного значения  $L_k$  и требуемого значения  $A_L$  при принятом числе витков  $W_1$  рассчитывают минимально необходи-

мое значение эффективной площади сечения  $A_E$  сердечника, используя для этого выражение

$$A_E = \frac{l_c A_L}{\mu_0 \mu_e}, \quad (14)$$

откуда количество  $n_c$  единичных сердечников, составляющих сердечник ИТ, определяют как  $n_c = A_E/A_{EC}$  (где  $A_{EC}$  — эффективная площадь сечения выбранного единичного сердечника), округляя при этом значение  $n_c$  в большую сторону чисел натурального ряда. В остальном для расчета ИТ с ферритовым сердечником используют известные методики, а также рекомендации, приведенные в [6].

3.2. В случае ИТ с полностью разомкнутым стержневым ферритовым сердечником расчет индуктивности его первичной обмотки начинают с выбора стержневого ферритового сердечника с низкой начальной магнитной проницаемостью  $\mu_{нач} (\leq 200)$  и отношением длины ферритового стержня к его диаметру  $l_\phi/d_\phi$ , равным 10–14. В качестве такого сердечника могут быть применены, например, ферритовые стержни фирмы «Patron Passive Elektronik» типов YC10×100...YC10×140 или YC13×100...YC13×140 из материала R2KW [24]. Затем теоретически, например, согласно (10), или экспериментально определяют значения эффективной  $\mu_e$  или относительной  $\mu_{отн}$  магнитной проницаемости сердечника, используя приведенные в литературе, в частности в [12], данные и результаты ранее проведенных исследований. После этого рассчитывают индуктивность  $L_{w1}$  первичной обмотки ИТ по соотношению  $L_{w1} = L_{C1}/\mu_e$  или  $L_{w1} = L_{C1}/\mu_{отн}$ , где  $L_{C1}$  — индуктивность первичной обмотки ИТ без сердечника, определенная по известным методикам [12, 18, 25] для однослойной катушки с внутренним диаметром, равным диаметру ферритового стержня. Основанные на опыте проектирования, разработки и применения АВСД рекомендуемые значения числа витков  $W_1$  первичной обмотки ИТ составляют 10–12, а индуктивности  $L_{w1}$  этой обмотки — 6...8 мкГн, что предопределяет необходимость введения в контур ГИН дополнительной индуктивности  $L_{доп} = 2...3 \text{ мкГн}$ . Вторичная обмотка ИТ также должна быть выполнена однослойной и намотанной на «ребро», при этом внутренний диаметр намотки принимают равным  $d_\phi$ , а шаг намотки  $\tau_{нам}$  таким, который обеспечивал бы плотную укладку на ферритовом стержне витков первичной обмотки между смежными витками вторичной обмотки. Длину намотки  $l_{нам}$ , зависящую от числа витков  $W_2$  вторичной обмотки, рассчитывают по выражению  $l_{нам} = \tau_{нам}(W_2 - 1)$ . В свою очередь, число витков  $W_2$  вторичной обмотки ИТ определяют с учетом рекомендаций работы [6] и исходя из соотношения

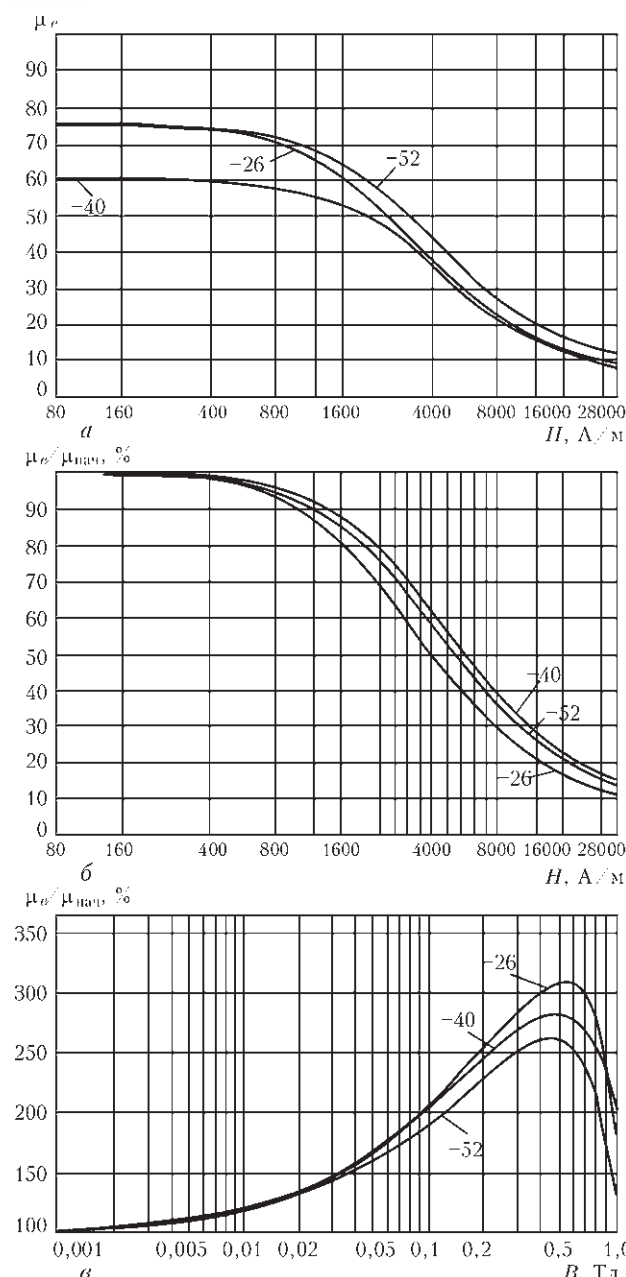


Рис. 4. Графики зависимости  $\mu_e$  от  $H$  в сердечнике ИТ с СРЖ (а); графики зависимости  $\mu_{нач}$  от  $H$  в сердечнике ИТ с СРЖ (б); графики зависимости  $\mu_e / \mu_{нач}$  от  $B$  в сердечнике ИТ с СРЖ (в)

$$W_2 = W_1 \frac{U_{вых}}{U_{C0} (1 - L_{доп} / L_{W_1})},$$

где  $U_{вых}$  — амплитудное значение напряжения холостого хода вторичной обмотки ИТ. При этом принимают во внимание ограничения достижимых значений  $W_2$  и  $U_{вых}$ , обусловленные конечными значениями максимально возможной длины  $l_\phi$  доступных промышленно изготавливаемых ферритовых стержней, что, в свою очередь, ограничивает и область применения АВСД с таким ИТ.

Дополнительную индуктивность  $L_{доп}$  рекомендуется выполнять монтажным многожильным проводом в виде цилиндрической однослойной

Таблица 2. Основные параметры кривых намагничивания СРЖ

| Наименование и обозначение параметра                   | Значение |       |       |
|--------------------------------------------------------|----------|-------|-------|
|                                                        | Материал |       |       |
|                                                        | -26      | -40   | -52   |
| Наибольшее допустимое значение индукции $B_{max}$ , Тл | 1,38     |       | 1,40  |
| Начальная магнитная проницаемость $\mu_{нач}$          | 75       | 60    | 75    |
| Остаточная индукция $B_r$ , Тл                         | 0,175    | 0,100 | 0,145 |
| Коэрцитивная сила $H_c$ , А/м                          | 40       | 37    | 510   |

Примечание. Для материалов марок -26, -40, -52 индукция насыщения  $B_{sat}$  равна 1,5 Тл и наибольшее допустимое значение напряженности магнитного поля  $H_{max}$  составляет 20000 А/м.

катушки без сердечника, наружный диаметр которой составляет 12...20 мм. Расчет числа витков такой катушки по заданному значению  $L_{доп}$  производят с помощью известных методик, приведенных, например, в [12, 18].

3.3. Расчет ИТ с СРЖ начинают с выбора материала сердечника. По сочетанию электромагнитных параметров и стоимостных показателей рекомендуемыми являются материалы марок -26, -40 или -52 [13–17]. Основные параметры кривых намагничивания для этих материалов приведены в табл. 2, а зависимости  $\mu_e$  от  $H$ ,  $\mu_e / \mu_{нач}$  от  $H$  и  $\mu_e / \mu_{нач}$  от  $B$  — на рис. 4.

Далее задаются числом витков  $W_1$  первичной обмотки ИТ, рекомендуемые значения которого составляют (2–4) витка, и, используя рекомендации работы [6], определяют число витков  $W_2$  вторичной обмотки, а также тип и изоляцию медной ленты, применяемой в качестве проводника этой обмотки. Рекомендуемая ширина медной ленты составляет 40...45 мм, толщина — 0,20...1,00 мм, плотность тока дуги не более 5 А/мм<sup>2</sup>. Затем по общеизвестным методикам находят значение необходимой площади  $A_w$  окна сердечника, для чего рассчитывают общую площадь окна, занимаемую проводниками обмоток ИТ при его охлаждении за счет естественной конвекции, при этом высоту окна принимают равной 50...55 мм. После этого, принимая допустимые значения  $H_{max} = 4500...6000$  А/м и  $B_{max} = 0,5...0,9$  Тл и используя графики, приведенные на рис. 4, определяют значение  $\mu_e$ , которое при принятых допущениях в зависимости от выбранного материала обычно составляет 85...120. Задаваясь значениями  $U_{C0}$  от 600 до 700 В,  $C_k$  от 0,5 до 4,0 мкФ и  $L_k \geq 10$  мкГн, по выражению (8) рассчитывают значение  $I_{Cm}$ . С учетом полученных значений  $I_{Cm}$  и  $\mu_e$ , выбранного числа витков  $W_1$  и рекомендуемых значений длины средней линии магнитной индукции в сердечнике  $l_c = 0,18...0,22$  м по выражению (9) проверяют значение  $H_{max}$ , а по соотношению  $B = \mu_0 \mu_e H$  — значение





$B_{\max}$ . Далее рассчитывают минимально необходимое значение эффективной площади сечения  $A_E$  сердечника ИТ, используя выражение (14) в виде

$$A_E = \frac{L_k I_c}{W_1^2 \mu_0 \mu_e} \quad (15)$$

Из полученного значения  $A_E$  определяют количество  $n_c$  составляющих сердечник ИТ единичных сердечников, используя соотношение  $n_c = A_E/A_{EC}$  и округляя при этом значение  $n_c$  в большую сторону чисел натурального ряда. Рекомендуемыми значениями эффективной площади сечения  $A_{EC}$  единичного сердечника являются  $(9,4 \dots 9,8) \times 10^{-4} \text{ м}^2$ , а размеров стержня сердечника —  $25 \times 38$ ,  $28 \times 35$ ,  $30 \times 32 \text{ мм}$ . Исходя из найденных в ходе расчета значений  $A_W$ ,  $A_E$  и  $A_{EC}$  определяют конструкцию сердечника ИТ и ее основные размеры с учетом предпочтительности его Ш-образной или П-образной конфигурации, после чего уточняют значения  $I_c$ ,  $H_{\max}$ ,  $B_{\max}$ ,  $L_k$  и  $I_{Cm}$ . В остальном, как и в случае ИТ с ферритовым сердечником, для расчета ИТ с СРЖ используют известные методики, а также рекомендации, приведенные в [6].

4. Используя выбранные и полученные значения  $C_k$  и  $L_k$  и выражения (6) или (7), определяют длительность  $\tau_{\text{пер}}$  переходного процесса в ГИН (то есть длительность импульсов на обмотках ИТ), а по значению  $\tau_{\text{пер}}$  — необходимое значение длительности  $\tau_y$  импульсов управления, подаваемых в цепь управления коммутирующего ключа ГИН, которое должно удовлетворять условию

$$\tau_y \geq 1,15 \tau_{\text{пер}} \quad (16)$$

5. Учитывая низкую частоту следования выходных импульсов АВСД (не более 200 Гц), их высокую скважность и значительные уровни амплитуд переходного тока и напряжения в контуре ГИН, при выборе элементной базы коммутирующего ключа ГИН наиболее предпочтительны отечественные низкочастотные тиристоры унифицированных серий Т122-25 или Т131-40 при  $U_{C0 \max} \leq 700 \text{ В}$  и Т132-25 или Т141-40 при  $U_{C0 \max} > 700 \text{ В}$ , или их зарубежные аналоги. Класс тиристоров по повторяющемуся импульсному обратному напряжению  $U_{\text{обр.и}}$  выбирают из условия  $U_{\text{обр.и}} \geq 1,6 U_{C0 \max}$ , а максимальные среднее  $I_{\text{ос.ср}}$  и действующее  $I_{\text{ос.д}}$  значения тока, протекающего через тиристор в его открытом состоянии, определяют, используя методику работы [6], по выражениям

$$I_{\text{ос.ср}} = 0,5 I_{Cm} \frac{\tau_{\text{пер}}}{T_{\text{и}}}, \quad I_{\text{ос.д}} = \frac{I_{Cm}}{\sqrt{\tau_{\text{пер}}/T_{\text{и}}}}, \quad (17)$$

где  $T_{\text{и}}$  — период частоты следования выходных импульсов АВСД (частоты включений коммутирующего ключа ГИН).

6. При построении коммутирующего ключа ГИН с двухсторонней проводимостью обратный диод ключа (рис. 1, в) выбирают из условий

$$U_R \geq 1,6 U_{C0 \max}, \quad I_{F(AV)} \geq 0,8 I_{\text{ос.ср}}, \quad I_{FSM} \geq I_{Cm}, \quad (18)$$

где  $U_R$  — максимально допустимое обратное напряжение диода,  $I_{F(AV)}$  — максимально допустимое значение постоянного прямого тока через диод,  $I_{FSM}$  — максимально допустимое значение повторяющегося прямого импульсного тока через диод. Наиболее предпочтительны высоковольтные быстродействующие диоды с малыми значениями наибольшего прямого падения напряжения ( $U_F \leq 1,5 \text{ В}$ ) и времени обратного восстановления ( $t_{rr} \leq 150 \text{ нс}$ ). Таким требованиям соответствует, например, быстродействующий выпрямительный диод VS-40EPF1 фирмы Vishay Semiconductors [26].

**Особенности анализа и расчета АВСД с ЗУ, построенным на основе использования метода резонансной накачки.** ЗУ, построенные на основе использования метода резонансной накачки, широко применяются в медицинской аппаратуре, измерительной и радиолокационной технике, в лазерных устройствах, в электротехнологических установках, устройствах автомобильной электроники и во многих других областях техники. Такие ЗУ нашли применение и в вольтодобавочных устройствах установок для дуговой и плазменной сварки [1, 27]. Принцип действия подобных ЗУ базируется на том, что емкостной накопитель ГИН является элементом резонансной LC-цепи, содержащей последовательно соединенные токоограничивающий зарядный дроссель, отсекающий диод и конденсатор формирующего контура ГИН, перезаряжаемый при каждом включении коммутирующего ключа этого контура. При этом в установившемся режиме напряжение заряда  $U_{C0}$  емкостного накопителя ГИН может значительно превышать входное напряжение ЗУ. Теоретически процесс возрастания значения  $U_{C0}$  мог бы продолжаться до бесконечности, однако в силу конечных значений добротности реальных резонансных цепей заряда и разряда емкостного накопителя ГИН и неизбежных активных потерь в их элементах практически достижимое значение напряжения заряда  $U_{C0}$  превышает значение входного напряжения ЗУ не более, чем в 3...5 раз [27].

Базовый вариант схемы АВСД с ЗУ, построенным на основе использования метода резонансной накачки, приведен на рис. 5, а. Такому АВСД (как и АВСД с ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором) свойственны широкий диапазон возможных уровней входного напряжения  $U_{\text{вх}}$  (в большинстве случаев составляющем от 100 до 350 В), а также инвариантность таких ЗУ по роду питающего АВСД напряжения, при этом нормальное функционирование ЗУ при питании АВСД напряжением переменного тока не зависит от его частоты. Если же для питания АВСД предусматривается использование только напряжения постоянного тока,



то наличие в схеме, приведенной на рис. 5, а, выпрямителя  $UZ1$  и буферного конденсатора  $C1$  не является принципиально обязательным.

В АВСД с ЗУ, схема которого показана на рис. 5, а, заряд емкостного накопителя (конденсатора  $C2$ ) формирующего контура ГИН осуществляется в особом режиме, получившем название резонансный. С момента подачи на АВСД напряжения питания  $U_{пит}$  начнут постепенно нарастать по синусоидальному закону ток заряда  $i_C$  емкостного накопителя (конденсатора  $C2$ ) и по экспоненциальному закону напряжение  $u_C$  заряда этого конденсатора. В момент времени, когда будет обеспечено равенство  $u_C = U_{вх}$ , ток заряда  $i_C$  достигнет своего амплитудного значения  $I_m$ , после чего ток  $i_C$  начнет спадать также по синусоидальному закону, что вызовет возникновение на дросселе  $L1$  ЭДС самоиндукции, действующей согласно с напряжением  $U_{вх}$ . В результате этого заряд конденсатора  $C2$  будет продолжаться до тех пор, пока напряжение  $u_C$  на нем не достигнет практически удвоенного значения  $U_{вх}$ , и, вследствие наличия диода  $VD1$ , такой уровень напряжения  $u_C$  заряда конденсатора  $C2$  будет сохраняться вплоть до момента включения коммутирующего ключа ГИН (тиристора  $VS1$ ). С включением тиристора  $VS1$  в формирующем контуре ГИН начнется процесс перезаряда конденсатора  $C2$  через первичную обмотку ИТ (трансформатора  $TV1$ ). Длительность процесса перезаряда конденсатора  $C2$  определяется полупериодом собственных колебаний формирующего контура ГИН и не зависит от частоты

включений его коммутирующего ключа тиристора  $VS1$ ). В момент времени, когда в процессе перезаряда конденсатора  $C2$  напряжение на нем снизится до нуля, ток перезаряда (ток в контуре ГИН) достигнет своего максимального значения  $I_{Cm}$ . После этого начнется спад тока перезаряда по синусоидальному закону, что вызовет возникновение на индуктивности первичной обмотки ИТ (трансформатора  $TV1$ ) ЭДС самоиндукции, обуславливающей протекание тока в контуре ГИН в интервале от  $\pi/2$  до  $\pi$  полупериода собственных колебаний. По окончании процесса перезаряда конденсатора  $C2$  напряжение на нем будет близким по модулю к значению напряжения перед началом перезаряда, а по полярности — противоположным последнему, при этом ток перезаряда снизится практически до нуля, вследствие чего тиристор  $VS1$  выключится. С этого момента начнется второй цикл заряда емкостного накопителя (конденсатора  $C2$ ) формирующего контура ГИН, однако теперь напряжение и ток заряда уже будут определяться суммой напряжения  $U_{вх}$  и действующего согласно с ним установившегося напряжения перезаряда конденсатора  $C2$ , что вызовет к моменту завершения цикла заряда возрастание напряжения на конденсаторе  $C2$  до значения, близкого, по крайней мере, к четырехкратному значению  $U_{вх}$ . Далее все процессы в ЗУ, схема которого представлена на рис. 5, а, повторятся аналогично описанному выше. В силу конечных значений добротности контуров заряда и разряда емкостного накопителя ГИН в третьем цикле его заряда напряжение на нем может лишь незначительно превысить напряжение заряда во втором цикле. Экспериментально установлено, что, начиная с момента окончания третьего цикла заряда, напряжение заряда емкостного накопителя ГИН (конденсатора  $C2$ ) можно считать установившимся.

Схема замещения ЗУ, построенного на основе использования метода резонансной накачки, приведена на рис. 5, б. В этой схеме  $R = R_{L1} + R_{top} + ESR_{C1} + ESR_{C2} + r_{дин} + R_I$  — активное сопротивление цепи заряда ( $R_{L1}$  — активное сопротивление дросселя  $L1$ ,  $R_{top}$  — активное сопротивление токоограничивающего резистора  $R1$ ,  $ESR_{C1}$  и  $ESR_{C2}$  — эквивалентные активные последовательные сопротивления конденсаторов  $C1$  и  $C2$  соответственно,  $r_{дин}$  — динамическое сопротивление диода  $VD1$ ,  $R_I$  — активное сопротивление первичной обмотки трансформатора  $TV1$ ),  $L = L_{др} + L_I$  ( $L_{др}$  — индуктивность дросселя  $L1$ ,  $L_I$  — индуктивность первичной обмотки трансформатора  $TV1$ ),  $C$  — емкость накопителя ГИН (конденсатора  $C2$ ). Так как  $R_{top} > R_{L1} + ESR_{C1} + ESR_{C2} + r_{дин} + R_I$ , а  $L_{др} > L_I$ , то с достаточной степенью точности можно принять, что  $R = R_{top}$ , а  $L = L_{др}$ .

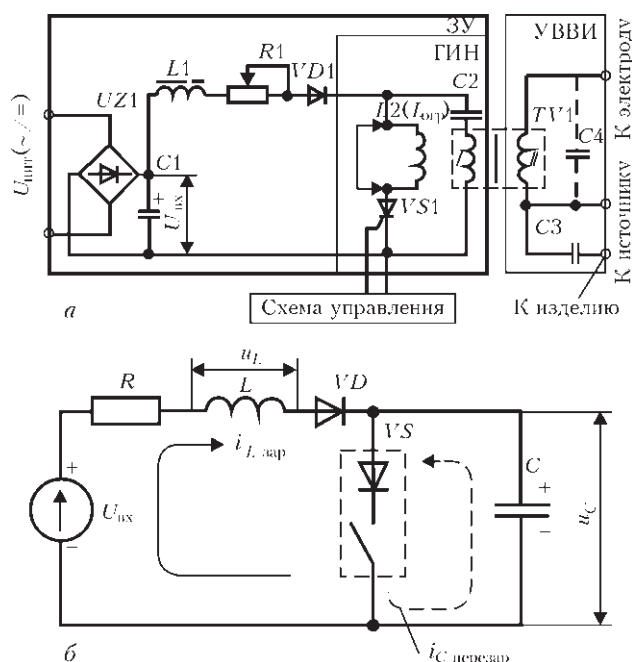


Рис. 5. Электрическая принципиальная схема базового варианта АВСД с ЗУ на основе использования метода резонансной накачки (а); схема замещения контуров заряда и перезаряда емкостного накопителя ГИН базового варианта АВСД с ЗУ на основе использования метода резонансной накачки (б)

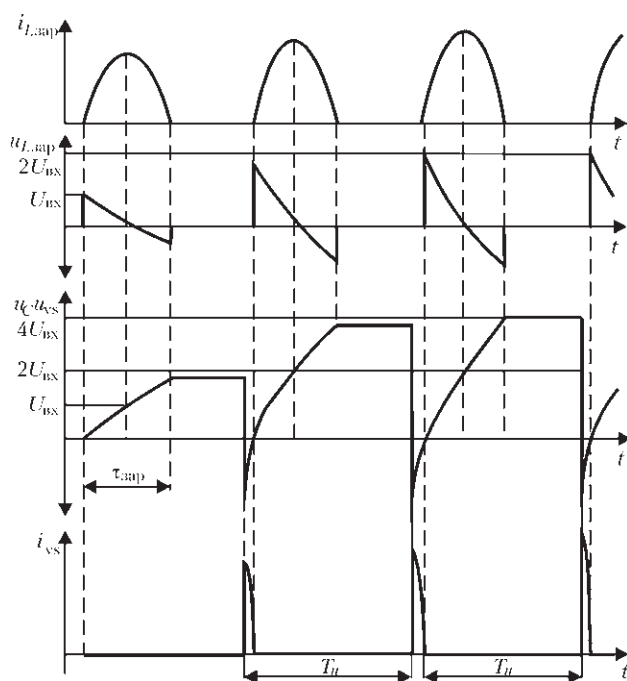


Рис. 6. Эпюры токов и напряжений в цепях ЗУ и ГИН АВСД с ЗУ на основе использования метода резонансной накачки

Из приведенной на рис. 5, б схемы замещения ЗУ видно, что цепь заряда емкостного накопителя ГИН (конденсатора  $C_2$ ) представляет собой последовательный  $LCR$ -контур. Процесс заряда емкостного накопителя такого контура для тока  $i_C$  и напряжения  $u_C$  описывается известными дифференциальными уравнениями [8, 9], при этом для первого цикла заряда рассматривается вариант с нулевыми начальными условиями (то есть в момент начала цикла  $i_C = 0$ ,  $u_C = 0$ ), а для второго и последующих циклов — вариант с ненулевыми начальными условиями, при которых в момент начала каждого такого цикла  $i_C = 0$ , а  $u_C = -U_{C0}$ , где  $U_{C0}$  — установившееся напряжение заряда емкостного накопителя ГИН. Согласно [8, 9] и с учетом особенностей схем, приведенных на рис. 5, а, б, для первого цикла заряда емкостного накопителя ГИН решения этих уравнений могут быть представлены в виде

$$i_C = \frac{U_{ВХ}}{\omega' L} e^{-\delta t} \sin \omega' t; \quad (19)$$

$$u_C = U_{ВХ} + U_{ВХ} \frac{\omega_0}{\omega'} e^{-\delta t} \cos(\omega' t - \gamma),$$

где  $\delta = R/2L$ ,  $\omega_0 = 1/\sqrt{LC}$ ,  $\omega' = \sqrt{\omega_0^2 - \delta^2}$ ,  $\text{tg} \gamma = \delta/\omega'$ , а для второго и последующих циклов заряда в виде

$$i_C = -\frac{U_{ВХ} + (N-1)U_{C0}}{\omega' L} e^{-\delta t} \sin \omega' t; \quad (20)$$

$$u_C = (U_{ВХ} + U_{C0}) e^{-\delta t} \cos(\omega' t - \gamma),$$

где  $N = -U_{C0}/U_{ВХ}$  — коэффициент повышения напряжения на емкостном накопителе ГИН до уровня,

предшествующего началу цикла заряда. Как показано в [28], в установившемся режиме напряжение заряда  $U_{C0}$  емкостного накопителя ГИН (конденсатора  $C_2$ ) может быть определено по формуле

$$U_{C0} = U_{ВХ} \text{cth} \left( \frac{\pi}{2\sqrt{\frac{4L}{R^2 C} - 1}} \right), \quad (21)$$

а амплитудное значение  $I_m$  тока заряда  $i_C$  по выражению

$$I_m = U_{ВХ} \left( 1 + \text{cth} \frac{\pi}{2\gamma} \right) \sqrt{\frac{C}{L}} e^{-\frac{1}{\gamma} \arctg \gamma}, \quad (22)$$

где  $\gamma = \sqrt{\frac{4L}{R^2 C} - 1}$ . Соотношения (19) и (20) справедливы при условии  $C1 > C2$ , что в АВСД с ЗУ, построенными на основе использования метода резонансной накачки, выполняется практически всегда. Из выражений (19) и (20) также вытекает, что резистор  $R1$  является не только токоограничивающим элементом, но и элементом, позволяющим ограничивать на заданном уровне установившееся напряжение заряда емкостного накопителя ГИН. Длительность  $\tau_{зар}$  импульсов зарядного тока  $i_C$  определяется полупериодом частоты  $\omega'$  по формуле

$$\tau_{зар} = \frac{\pi}{\sqrt{\frac{1}{LC} - \frac{R^2}{4L^2}}}. \quad (23)$$

Графики тока  $i_C$ , напряжений  $u_C$  и  $u_L$ , отображающие характер переходных процессов в ЗУ и ГИН в АВСД, построенном с использованием метода резонансной накачки, приведены на рис. 6.

Расчет параметров и выбор компонентов зарядной цепи ЗУ, построенного на основе использования метода резонансной накачки, может быть выполнен в следующем порядке.

1. Расчетное и номинальное значения емкости накопителя ГИН и тип применяемых конденсаторов определяют исходя из рекомендаций, приведенных в [6, 7] и в настоящей работе, при этом исходят из того, что установившееся значение напряжения заряда  $U_{C0}$  емкостного накопителя ГИН в подавляющем большинстве случаев составляет  $550 \pm 50$  В.

2. Для определения амплитудного значения  $I_m$  тока заряда  $i_C$  используют выражение (22). Согласно с результатами проведенных исследований и экспериментальными данными, в зависимости от заданных значений  $C$ ,  $U_{ВХ}$  или  $U_{C0}$  рекомендуемые значения  $I_m$  составляют от 0,9 до 1,5 А, причем меньшим значениям  $C$ ,  $U_{ВХ}$  или  $U_{C0}$  соответствуют и меньшие значения  $I_m$ .

3. Принимая, что индуктивность зарядного дросселя  $L1$  (рис. 5, а) линейна и не зависит от протекающего через дроссель тока  $i_C$ , и используя





рассчитанные или выбранные значения  $I_m$  и  $C$ , а также заданные значения  $U_{вх}$  и энергии  $W_C$  запа-  
саемой в емкостном накопителе ГИН, определяют  
значение  $L$  по выражению

$$L \geq \frac{CU^2}{I_m^2}. \quad (24)$$

Рекомендуемые значения индуктивности за-  
рядного дросселя  $L1$ , вытекающие из диапазона  
рекомендуемых значений  $I_m$ , выражения (24) и  
опыта создания и применения АВСД с ЗУ на ос-  
нове использования метода резонансной накачки,  
составляют от 65 до 200 мГн. Наиболее рациональ-  
ной конструкцией зарядного дросселя представляет-  
ся конструкция броневых типа, которая может быть  
реализована на базе сердечников из стандартных  
Ш-образных пластин или ленточных магнитопро-  
водов из тонколистовой холоднокатаной анизотроп-  
ной электротехнической стали марок 3411...3414,  
при этом длина суммарного диамагнитного зазора в  
сердечнике зарядного дросселя должна составлять  
0,90...1,50 мм. Электромагнитные и конструктив-  
ные расчеты этого дросселя могут быть выполнены  
по известным методикам, приведенным, например,  
в [12, 18].

4. При определении значения сопротивления  
 $R$  учитывают, что, во-первых,  $R \approx R1$  (рис. 5, а), а  
во-вторых, что при заряде емкостного накопителя  
ГИН желательно использование начального (прак-  
тически линейного) участка экспоненты, для чего  
должно выполняться условие  $L/R \leq \tau_{зар}$ . С учетом  
результатов расчетов и экспериментальных данных,  
рекомендуемые значения сопротивления резистора  
 $R1$  составляют от 47 до 120 Ом, причем эти значе-  
ния тем больше, чем больше значение  $U_{вх}$ . Наибо-  
льшее значение мощности рассеяния  $P_{R1 \text{ макс}}$  выде-  
ляемой в резисторе  $R1$ , может быть определено по  
известному выражению  $P_{R1 \text{ макс}} = I_{т.д}^2 R1$ , где  $I_{т.д} =$   
 $= 0,707 I_m / \sqrt{T / \tau_{зар}}$  — максимальное действующее  
значение тока  $i_C$ , протекающего через резистор  
 $R1$ ,  $T$  — период частоты следования импульсов за-  
рядного тока (частоты  $f_i$  включений коммутирую-  
щего ключа ГИН). При  $I_m = 1,5$  А,  $R1 = 120$  Ом,  
 $\tau_{зар} = 1,0$  мс и  $f_i = 200$  Гц значение  $P_{R1 \text{ макс}}$  со-  
ставляет 26,65 Вт, при тех же значениях  $I_m$ ,  $R1$ ,  
 $\tau_{зар}$  и  $f_i = 100$  Гц  $P_{R1 \text{ макс}} = 13,44$  Вт, а при  
 $f_i = 50$  Гц  $P_{R1 \text{ макс}} = 6,92$  Вт. Из этого вытекает,  
что рекомендуемая область частот  $f_i$  ограничива-  
ется значениями от 80 до 120 Гц, а в случае же  
применения АВСД только для первоначального  
возбуждения дуги постоянного тока значение но-  
минальной мощности резистора  $R1$  может быть  
существенно снижено по сравнению с расчетны-  
ми и составлять 4...6 Вт. В качестве резистора  $R1$   
целесообразно применять мощные резисторы се-  
рии С5–С35 или серий SPS, SQZ, SQHG [29].

5. Основными параметрами, по которым выби-  
рают диод  $VD1$  (рис. 5, а), являются максималь-  
но допустимые значения среднего прямого тока  $I_F$   
и обратного напряжения  $U_R$ , а также максималь-  
ные значения прямого падения напряжения  $U_F$  и  
времени обратного восстановления  $t_{rr}$ . При этом  
параметры диода  $VD1$  должны удовлетворять  
условиям

$$U_{R \text{ max}} \geq 1,2NU_{вх}, \quad I_{F \text{ max}} \geq 1,2I_{\text{ср. max}}, \quad (25)$$

где  $I_{\text{ср. max}}$  — максимальное среднее значение тока  
заряда емкостного накопителя ГИН, которое мож-  
ет быть определено с помощью выражения

$$I_{\text{ср. max}} = 0,637 I_m \tau_{зар} / T. \quad (26)$$

Расчет параметров и выбор компонентов ГИН  
АВСД, построенных на основе использования  
метода резонансной накачки, не отличаются от  
приведенных в настоящей работе для базового  
варианта ГИН с коммутирующим ключом одно-  
сторонней проводимости.

Если АВСД (в том числе содержащий ЗУ, по-  
строенное на основе использования метода резо-  
нансной накачки) предназначен не только для пер-  
воначального возбуждения, но и для стабилизации  
процесса горения малоустойчивых дуг, то при од-  
носторонней проводимости коммутирующего ключа  
ГИН эффективность работы АВСД может достига-  
ться с помощью дополнительного высокочастотного  
контура ударного возбуждения, образуемого индуктив-  
ностью вторичной обмотки ИТ и включенной парал-  
лельно этой обмотке емкостью высоковольтного кон-  
денсатора (например, серии КВИ-3), обозначенного  
 $C_{K2}$  на рис. 1, а или  $C4$  на рис. 5, а. Рекомендуемые  
значения номинальной емкости такого конденсатора  
— от 1000 до 3300 пФ.

Следует отметить, что в настоящее время  
АВСД с ЗУ на основе использования метода ре-  
зонансной накачки получают все более широкое  
распространение и применяются как в качестве  
автономных выносных устройств (например, воз-  
будитель-стабилизатор ВСД-01 УЗ) [1] для осна-  
щения постов дуговой сварки, так и в качестве  
функциональных блоков, встроенных в сварочное  
оборудование, преимущественно в сварочные  
источники питания (например, источники питания  
ИЦ 616 УЗ.1 и ИЦ 617 УЗ.1 для сварки ТИГ) [30].

## Выводы

1. Для АВСД, энергия импульса которых не более  
0,1 Дж и предназначенных только для возбужде-  
ния дуги при сварке неплавящимся электродом  
в среде инертных газов, наиболее рационально  
построение ГИН с повышающим импульсным  
трансформатором (ИТ) с полностью разомкнутым  
стержневым ферритовым сердечником. В АВСД,  
энергия генерируемых импульсов которых со-



ставляет от 0,1 до 0,25 Дж, возможно применение ИТ с ферритовым сердечником П-образной или Ш-образной формы с суммарным диамагнитным зазором до 1,0 мм. Использование в ИТ сердечников из распыленного железа представляется целесообразным практически во всем возможном диапазоне уровней энергии генерируемых АВСД импульсов, в том числе при уровне 1,0 Дж и более.

2. АВСД с ЗУ на основе использования метода резонансной накачки, как и с ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором, не зависят от рода напряжения питания АВСД и способны функционировать при питании напряжением как постоянного, так и переменного тока синусоидальной или прямоугольной или близкой к ним формы частотой от десятков герц (в том числе 50 Гц) до десятков килогерц. Для тех и других АВСД практически отсутствуют ограничения по технологически обоснованным уровням энергии генерируемых импульсов, которые могут составлять от 0,01 до 1,00 Дж и более. И те и другие АВСД имеют широкую область применения при дуговой и плазменной сварке и могут быть использованы как в традиционных источниках питания и сварочных системах, так и в источниках питания инверторного типа. Такие АВСД могут быть эффективно применены и при ручных способах дуговой и плазменной сварки и в сварочных автоматах, в частности, в одно — и многопостовых системах автоматической орбитальной сварки ТИГ стыков трубопроводов. Преимуществом АВСД с ЗУ на основе использования метода резонансной накачки является то, что для его построения необходимы лишь один управляемый полупроводниковый ключ и существенно более простая схема управления, преимуществом АВСД с ЗУ на основе ключевой схемы с дозирующим реактором — более широкий диапазон возможных значений напряжения питания.

3. В результате выполненного анализа и с учетом опыта разработки, проектирования, изготовления и эксплуатации АВСД разработана инженерная методика расчета базового варианта ГИН, а также ЗУ на основе использования метода резонансной накачки, и выработаны рекомендации по выбору их элементной базы, что может быть полезным не только при разработке АВСД, но и других подобных устройств, предназначенных для использования в различных отраслях науки и техники.

1. *Оборудование для дуговой сварки: Справ. пособие* / Под ред. В.В. Смирнова. — Л.: Энергоатомиздат, 1986. — 656 с.
2. *Темкин Б.Я.* Теория и расчет возбудителей сварочной дуги. Автореф. дис. ... канд. техн. наук. — Л., 1981. — 16 с.
3. *Дудко Д.А., Федотенков В.Г., Махлин Н.М.* Тиристорные генераторы импульсов типа УПД — 1 // *Автомат. сварка*. — 1980. — № 6. — С. 61–63.

4. *Сварочные источники питания с импульсной стабилизацией горения дуги* / Б.Е. Патон, И.И. Заруба, В.В. Дыменко, А.Ф. Шатан. — Киев: Екотехнологія, 2007. — 218 с.
5. *Федотенков В.Г., Махлин Н.М., Темкин Б.Я.* Генератор импульсов для возбуждения и стабилизации дуги переменного тока // *Свароч. пр — во*. — 1981. — 8. — С. 33–34.
6. *Махлин Н.М., Коротынский А.Е.* Анализ и методика расчета электронных устройств последовательного включения для бесконтактного возбуждения дуги // *Автомат. сварка*. — 2014. — № 1. — С. 34–44.
7. *Махлин Н.М., Коротынский А.Е.* Асинхронные возбудители и стабилизаторы дуги: анализ и методика расчета. Ч. 1 // Там же. — 2015. — № 3–4. — С. 25–36.
8. *Атабеков Г.И.* Теоретические основы электротехники. Линейные электрические цепи: Учеб. пос. — 7-е изд., стер. — СПб.: Издательство «Лань», 2009. — 592 с.
9. *Теоретические основы электротехники. Справочник по теории электрических цепей* / Под ред. Ю.А. Быкова, В.М. Золотницкого, Э.П. Чернышева. — СПб.: Питер, 2008. — 349 с.
10. *Лесков Г.И.* Электрическая сварочная дуга. — М.: Машиностроение, 1970. — 335 с.
11. *Мощные полупроводниковые приборы. Тиристоры: Справочник* / В.Я. Замятин, Б.В. Кондратьев, В.М. Петухов. — М.: Радио и связь, 1988. — 576 с.
12. *Баев Е.Ф., Фоменко Л.А., Цымбалюк В.С.* Индуктивные элементы с ферромагнитными сердечниками. — М.: Сов. радио, 1976. — 143 с.
13. <http://www.coretech.com.ua> <http://www.micrometals.com>
14. *Кокс Д.* Сердечники из распыленного железа в импульсных источниках питания. Ч. 1 // *Современ. электроника*. — 2006. — № 1. — С. 58–65.
15. *Кокс Д.* Сердечники из распыленного железа в импульсных источниках питания. Ч. 2 // Там же. — 2006. — № 2. — С. 66–69.
16. *Кокс Д.* Сердечники из распыленного железа в импульсных источниках питания. Ч. 3 // Там же. — 2006. — № 3. — С. 70–75.
17. *Расчет индуктивностей: Справочная книга* / П.Л. Калантаров, Л.А. Цейтлин. — Л.: Энергоатомиздат, 1986. — 488 с.
18. *Расчет индуктивностей: Справочная книга* / П.Л. Калантаров, Л.А. Цейтмен. — Л.: Энергоатомиздат, 1986. — 488 с.
19. <http://www.epcos.com>
20. <http://www.icel.it>
21. *Справочник по электротехническим материалам* / Под ред. Ю.В. Корицкого, В.В. Пасынкова, Б.М. Тареева. — 3-е изд., перераб. — Л.: Энергоатомиздат, 1988. — Т.3. — 728 с.
22. *Электрические кабели, провода и шнуры: Справочник* / Н.И. Белоруссов, А.Е. Саакян, А.И. Яковлева; Под ред. Н.И. Белоруссова. — 5-е изд., перераб. и доп. — М.: Энергоатомиздат, 1987. — 536 с.
23. *Сидоров И.Н., Христинин А.А., Скорняков С.В.* Малогабаритные магнитопроводы и сердечники: Справочник. — М.: Радио и связь, 1989. — 384 с.
24. <http://www.patron-components.com>
25. *Волов В.А.* Детали и узлы радиоэлектронной аппаратуры. — Изд. 2-е, перераб. и доп. — М.: «Энергия», 1977. — 656 с.
26. <http://www.vishay.com>
27. *Белинский С.М., Каганский Б.А., Темкин Б.Я.* Оборудование для сварки неплавящимся электродом в среде инертных газов. — Л.: Энергия, 1975. — 104 с.
28. *Пентегов И.В.* Основы теории зарядных цепей емкостных накопителей энергии. — Киев: Наук.думка, 1982. — 424 с.
29. <http://www.dart.ru/cataloguenewresistors/ty/html/cement.shtml>
30. *Одно- и многопостовые системы для автоматической сварки неповоротных стыков трубопроводов атомных электростанций* / Н.М. Махлин, А.Е. Коротынский, В.А. Богдановский и др. // *Автомат. сварка*. — 2011. — № 11. — С. 34–44.



## ПРЕОБРАЗОВАТЕЛЬ ЧАСТОТЫ И ЧИСЛА ФАЗ ДЛЯ КОНТАКТНОЙ СТЫКОВОЙ СВАРКИ РЕЛЬСОВ

С.И. КУЧУК-ЯЦЕНКО, П.М. РУДЕНКО, В.С. ГАВРИШ, А.В. ДИДКОВСКИЙ, Е.В. АНТИПИН

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

Целью работы является экспериментальная проверка возможности применения тиристорного преобразователя частоты с непосредственной связью на 37,5 Гц для питания двухфазной контактной стыковой машины от трехфазной сети для равномерной ее загрузки. Для экспериментальной проверки и испытаний был создан преобразователь по схеме с двумя трехфазными двухполупериодными управляемыми выпрямителями, включенными встречно-параллельно. Производственные испытания были проведены при сварке рельсов Р65 непрерывным и пульсирующим оплавлением в течение двух лет на рельсосварочном предприятии. Было установлено, что качество полученных сварных стыков соответствует техническим условиям. Анализ графиков изменения действующих значений токов фаз показал, что различие этих значений не превысило  $\pm 2\%$ . При этом фазные токи были меньше на 20 % тока в нагрузке. Таким образом, опытно-промышленные испытания преобразователя частоты на 37,5 Гц показали его возможность и целесообразность применения для контактной сварки оплавлением, в частности, железнодорожных рельсов за счет равномерной загрузки трехфазной электрической сети. При этом эффективность использования преобразователя можно значительно повысить применив его в контактных машинах силового трансформатора, рассчитанного на 37,5 Гц. Библиогр. 7, рис. 3.

*Ключевые слова:* контактная стыковая сварка рельсов, тиристорный преобразователь частоты, равномерная загрузка трехфазной электрической сети

Для контактной стыковой сварки железнодорожных рельсов применяются стационарные и подвесные сварочные машины, которые имеют в основном две различные схемы электрического питания [1, 2]: от однофазной (двухфазной) сети переменного тока частотой 50 Гц (60 Гц); от трехфазной сети и источника выпрямленного напряжения.

Однофазные (двухфазные) машины имеют самую простую и дешевую схему питания. Машины с выпрямителем во вторичной цепи значительно более сложные и дорогостоящие как при изготовлении, так и эксплуатации [3]. Они имеют меньший к.п.д. из-за значительных потерь на выпрямителе во вторичном контуре, но за счет потребления электроэнергии от трех фаз они превосходят машины переменного тока по показателям обеспечения качества используемой электрической сети (ГОСТ 13109–97). Для обеспечения этого важного в настоящее время показателя в машинах переменного тока может быть применен преобразователь частоты и числа фаз с непосредственной связью (далее — преобразователь).

В работах [1, 2] было показано, что такие преобразователи низкой частоты (приблизительно несколько герц) нашли применение при контактной сварке и впервые были разработаны фирмой «Сиаки». Однако этот преобразователь должен работать со сварочным трансформатором, который имеет многократно увеличенный вес и размеры по сравнению с машинами промышленной частоты, и не мо-

жет быть использован для питания существующих однофазных контактных машин на 50 Гц.

В работе [1] показано, что преобразователь с непосредственной связью может быть применен для питания однофазных контактных машин, если частота напряжения на его выходе будет повышена до 30 Гц, а величина напряжения будет снижена [2]. Известно, что преобразователь частоты и числа фаз с непосредственной связью может формировать напряжения только определенных частот. В работе [4] показано, что кроме частоты 30 Гц для питания контактных машин может быть использован преобразователь с выходным напряжением 37,5 Гц. Повышение частоты выходного напряжения улучшает условия его использования для сварочных трансформаторов промышленной частоты, в частности, требование снижения величины формируемого напряжения и, главное, достижения равномерной загрузки фаз.

Целью работы является экспериментальная проверка возможности применения тиристорного преобразователя частоты с непосредственной связью на 37,5 Гц для питания двухфазной контактной стыковой машины от трехфазной сети для равномерной ее загрузки.

При контактной сварке оплавлением рельсов используется технология с программным изменением основных параметров, в том числе напряжения между торцами свариваемых деталей, которое равно напряжению на выходе сварочного трансформатора [5]. Поскольку минимальное напря-





жение при котором возможно устойчивое оплавление, зависит от нагрева свариваемых деталей, в начале сварки требуется высокое напряжение и практически такое же напряжение необходимо на завершающем этапе сварки. Таким образом, интервалы времени работы трансформатора с повышенным напряжением составляют 10...30 % от общей длительности сварки и тепловые потери в трансформаторе возрастают незначительно.

Существует также большая вероятность резкого увеличения нагрузки на силовую электрическую сеть питания. Это связано с тем, что уменьшение частоты приводит к увеличению рабочей индукции, которая может достичь индукции насыщения, а намагничивающий ток — очень больших значений в соответствии с нелинейностью кривой намагничивания для трансформаторных сталей. В этом случае даже кратковременное увеличение тока питания сварочной машины может привести к аварийному отключению ее автоматом защиты. Поэтому использование в преобразователе частоты 37,5 Гц по сравнению с частотой 30 Гц является предпочтительней.

Для экспериментальной проверки и испытаний преобразователь с выходным напряжением с частотой 37,5 Гц был разработан и собран по схеме с двумя трехфазными двухполупериодными управляемыми выпрямителями, включенными встречно-параллельно [4, 6, 7]. Он рассчитан на номинальное выходное напряжение 400 В, номинальный ток 1000 А при ПВ 100 %.

В состав преобразователя частоты входят блок тиристорных выпрямителей, блок включения тиристоров, блок защиты тиристоров, компьютерная система управления и датчики фазных токов  $I_A$ ,  $I_B$ ,  $I_C$ , сварочного тока  $I_{св}$ , напряжения на выходе преобразователя  $U_{св}$  и температуры корпусов тиристоров  $T$ , °С (рис. 1). Блок защиты тиристоров осуществляет контроль величины фазных токов и при значениях более 1500 А отключает цепи управления от входа блока включения тиристоров. Время срабатывания защиты 2 мс. Однако включенный тиристор невозможно мгновенно отключить по цепи управления. Поэтому для защиты

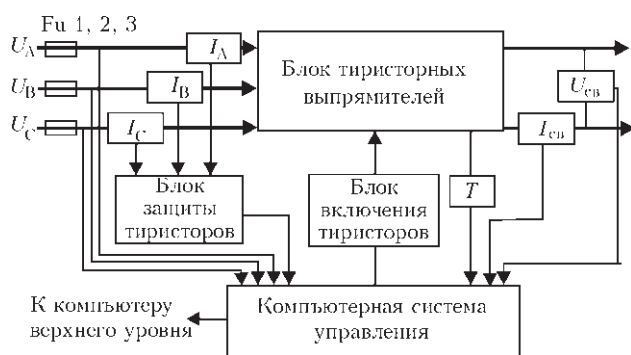


Рис. 1. Структурная схема преобразователя

тириستоров также применяются быстродействующие предохранители Fu 1, 2, 3.

Система управления преобразователем (КСУ КС ПЧ) с частотой 75 Гц измеряет сварочный ток, т.е. величину тока в каждом отдельном импульсе. Это значение используется для расчета сигнала управления скоростью подачи подвижной колонны сварочной машины. Кроме того, КСУ КС ПЧ также измеряет напряжение на выходе преобразователя частоты и стабилизирует заданное значение напряжения, контролирует температуру тиристорных силовых выпрямителей и при превышении допустимого значения останавливает сварку.

Диапазоны измерения сварочного тока — 10...1000 и 200...2000 А, диапазон задания напряжения на выходе преобразователя — 200...400 В, приведенная погрешность измерения сварочного тока и стабилизации напряжения — менее 3 %, скорость передачи данных по последовательному каналу — 19600 бод. Последовательный канал связи используется для увязки системы управления преобразователя с системой управления верхнего уровня сварочной машины — приема величины заданного напряжения и передачи измеренного тока и диагностических сообщений.

Система управления верхнего уровня собрана на основе промышленного контроллера СИМЕНС SIMATIC S7-300 с процессором CPU314C-2 PtP. Основной функцией этой системы является контроль процесса сварки в реальном времени и управление по заданной циклограмме.

Для оценки необходимого снижения величины выходного напряжения преобразователя была исследована характеристика тока холостого хода сварочного трансформатора контактной машины К-1000. Из-за эффекта насыщения сварочного трансформатора при пониженной частоте напряжения питания ток холостого хода значительно растет (рис. 2), что приводит к большому перегреву первичной цепи сварочного трансформатора и силовых проводов сварочной машины и может привести к преждевременному их износу

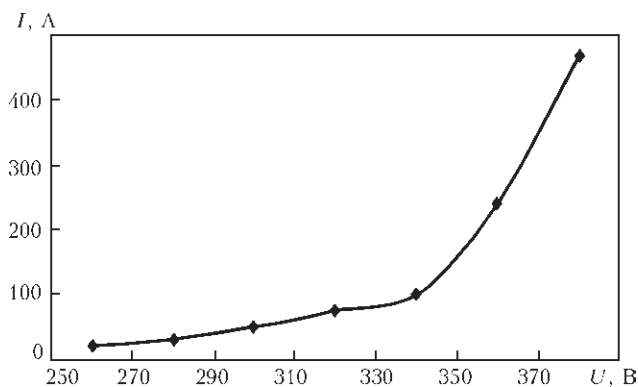


Рис. 2. Зависимость тока холостого хода от входного напряжения для сварочных трансформаторов машин К1000 при питании от преобразователя частоты  $f = 37,5$  Гц

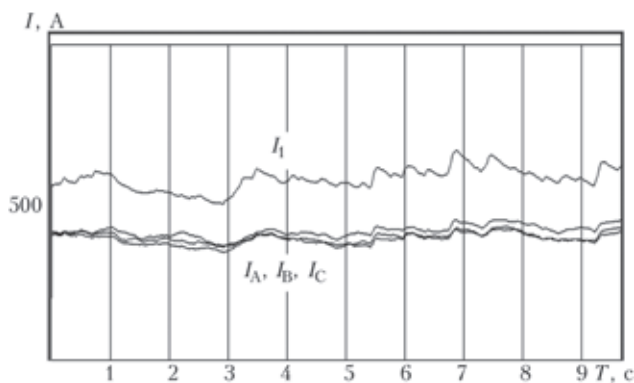


Рис. 3. Осциллограммы токов в фазах А, В, С  $I_A$ ,  $I_B$ ,  $I_C$  и тока в первичной цепи сварочного трансформатора  $I_1$  при сварке рельсов на машине К-1000 с использованием преобразователя частоты и числа фаз

и аварии. В дальнейших испытаниях при сварке образцов и натурных изделий напряжение задавали до 340 В. Так как максимальное эффективное напряжение на выходе преобразователя при его питании от сети 380 В составляет 416 В, для его снижения был использован автотрансформатор машины К-1000.

Преобразователь прошел производственные испытания при сварке рельсов в течение почти двух лет на рельсосварочном предприятии. Была отработана технология сварки рельсов Р65 непрерывным и пульсирующим оплавлением. При этом был осуществлен подбор режимов и сварка образцов новых и старогодных отремонтированных рельсов из стали М76 производства комбината «Азовсталь» и старогодных отремонтированных рельсов Э76Ф производства «Евраз» НТМК (Нижнетагильский металлургический завод, РФ). Качество сварки контролировали путем механических испытаний на статический трехточечный изгиб образцов сварных стыков по показателям прочности и пластичности, а также методом ультразвуковой дефектоскопии, согласно утвержденным нормативным документам Украины. Было установлено, что качество полученных сварных стыков соответствует техническим условиям ТУ У 27.1-000334045-1353:2007. При этом надежность преобразователя отвечает промышленным условиям. На завершающем этапе испытаний осуществлялась сварка плетей, которые были установлены в главный путь железной дороги. Как в первом, так и во втором случае качество сварных изделий соответствовало техническим требованиям для них.

Для оценки равномерности загрузки фаз трехфазной электрической сети была выполнена непрерывная регистрация фазных токов с частотой выборки 128 измерений за период сети с помощью измерительного комплекса SATEK EDL

175XR N822584. При этом использовали датчики тока FLUKE i3000s flex, которые были подключены на фазах кабельного ввода 0,4 кВ шкафа сварочной машины. Анализ графиков изменения действующих значений токов фаз показал, что различие этих значений токов фаз не превысило  $\pm 2\%$ . При этом фазные токи были меньше на 20 % тока в нагрузке (на выходе источника) (рис. 3), что, в свою очередь, дает возможность: уменьшить нагрузку на трансформатор силовой подстанции по каждой фазе и за счет этого увеличить срок его эксплуатации до ремонта; подключить дополнительных потребителей электрической энергии без увеличения мощности силового трансформатора подстанции; исключить перекося фазных напряжений и улучшить условия работы трехфазных электрических приборов и, в первую очередь, асинхронных двигателей, что увеличивает срок их эксплуатации; улучшить качество потребляемой электроэнергии.

### Выводы

1. Опытно-промышленные испытания преобразователя частоты на 37,5 Гц показали возможность и целесообразность его применения для контактной сварки оплавлением, в частности, железнодорожных рельсов за счет равномерной загрузки трехфазной электрической сети.

2. Эффективность использования преобразователя можно значительно повысить при использовании в контактных машинах силового трансформатора, рассчитанного на 37,5 Гц.

1. Лебедев В.К., Письменный А.А. Системы питания машин для контактной сварки // Автомат. сварка. – 2001. – № 11. – С. 32–36.
2. Лебедев В.К., Письменный А.А. Совершенствование систем питания машин для контактной сварки сопротивлением // Сварка и родственные технологии – в XXI век. – Киев, 1998. – С. 130–136.
3. Сравнительная оценка энергетических и технологических показателей при контактной стыковой сварке непрерывным оплавлением толстолистовых деталей на постоянном и переменном токе / С.И. Кучук-Яценко, П.М. Руденко, В.С. Гавриш, К.В. Гуцин // Автомат. сварка. – 2015. – № 1. – С. 15–21.
4. Руденко П.М., Гавриш В.С. Тиристорный преобразователь с непосредственной связью для питания контактных машин // Там же. – 2013. – № 8. – С. 55–58.
5. Кучук-Яценко С.И., Лебедев В.К. Контактная стыковая сварка оплавлением. – Киев: Наук. думка, 1976. – 214 с.
6. Пат. № 86279 Україна, МПК В 23 К 11/24. Спосіб електричного живлення однофазних контактних машин змінного струму / С.И. Кучук-Яценко, В.С. Гавриш, П.М. Руденко та ін. – Опубл. 10.04.2009, Бюл. № 7.
7. Пат. № 100064, Україна, МПК В 23 К 11/24. Спосіб електричного живлення зварювального трансформатора однофазних контактних машин змінного струму / С.И. Кучук-Яценко, В.С. Гавриш, П.М. Руденко та ін. – Опубл. 12.11.2012; Бюл. № 21.

Поступила в редакцию 04.03.2015

## ПРОМЫШЛЕННОЕ ПРИМЕНЕНИЕ ГИБРИДНОЙ ЛАЗЕРНО-ДУГОВОЙ СВАРКИ (Обзор)

И.В. КРИВЦУН<sup>1,2</sup>, В.Ю. ХАСКИН<sup>2</sup>, В.Н. КОРЖИК<sup>1,2</sup>, ЛО ЦЗЫИ<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Гуандонский Генеральный научно-исследовательский институт промышленных технологий  
(Гуанчжоуский научно-исследовательский институт цветных металлов), г. Гуанчжоу, КНР

<sup>2</sup>ИЭС им. Е.О. Патона НАНУ. 03680, г. Киев-150, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Совершенствование сварочных технологий является необходимым условием прогресса промышленного производства. Создание новых конструкций часто требует применения высокопроизводительных процессов сварки, обеспечивающих минимизацию остаточных деформаций. К сожалению, возможности традиционных дуговых технологий не всегда соответствуют таким требованиям. Лазерные технологии сварки также не всегда приемлемы в связи с высокой стоимостью оборудования и требованиями к подготовке свариваемых соединений. В последние годы все большее распространение получают гибридные лазерно-дуговые сварочные технологии, сочетающие преимущества дуговых и лазерных процессов. Поэтому в данной работе выполнен обзор современных тенденций развития гибридной лазер-МИГ сварки металлов и сплавов. Показано, что одновременно с продолжением научных исследований, к таким тенденциям относится промышленное внедрение (например, в различных отраслях транспортной, химической, энергетической и пищевой промышленности), ориентированное на частичную замену лазерной и дуговой сварочных технологий. Приведены примеры таких внедрений. Отмечена разработка новых технологий гибридной сварки, ориентированных на соединение различных по химическому составу и геометрии конструкций, а также создание нового промышленного оборудования для реализации этих технологий. В условиях начавшегося в последнее десятилетие нового этапа развития лазерной техники, связанного с широким промышленным внедрением волоконных и дисковых лазеров, вопрос о предпочтении лазерной или гибридной сварки стал предметом тщательного научно-технического и экономического анализа. Библиогр. 37, рис. 5.

*Ключевые слова:* гибридная лазер-МИГ сварка, сварочные головки, параметры процесса, выбор режимов, история развития, промышленное внедрение

Совершенствование сварочных технологий является необходимым условием прогресса промышленного производства. Создание новых конструкций часто требует применения высокопроизводительных процессов сварки, обеспечивающих минимизацию остаточных деформаций. К сожалению, возможности традиционных дуговых технологий не всегда соответствуют таким требованиям. Лазерные технологии сварки также не всегда приемлемы в связи с высокой стоимостью оборудования и требованиями к подготовке свариваемых соединений. В последние годы все большее распространение получают гибридные лазерно-дуговые сварочные технологии, сочетающие преимущества дуговых и лазерных процессов. Тенденциям их развития и посвящена данная работа.

Как показали в своих работах У. Стин и др. [1, 2], объединение лазерного излучения с электрической дугой позволяет разрабатывать новые сварочные технологии, имеющие значительные технологические преимущества по сравнению с лазерной сваркой (рис. 1) [3]. К этим преимуществам относятся, в первую очередь, глубокое проплавление, низкий уровень остаточных деформаций и снижение требований к стыковке свариваемых кромок.

За счет нагрева свариваемого металла электрической дугой повышается коэффициент поглощения лазерного излучения, что приводит к снижению потерь лазерной энергии и позволяет повысить скорость сварки. Этот же эффект про-

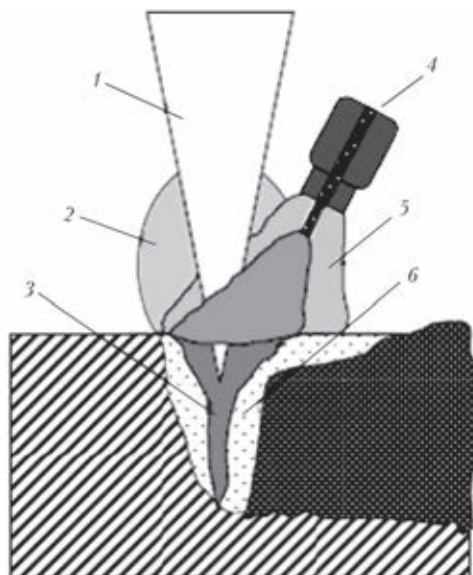


Рис. 1. Схема гибридной лазер-МИГ сварки [3]: 1 — лазерное излучение; 2 — лазерная плазма; 3 — парогазовый канал; 4 — дуга плавящегося электрода; 5 — защитный газ; 6 — сварочная ванна



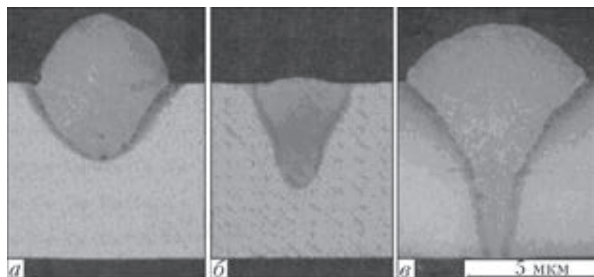


Рис. 2. Поперечные сечения проваров, выполненных в пластине среднеуглеродистой стали дугвым (а), лазерным (б) и гибридным (в) способами (при гибридной сварке расстояние между проволокой и сфокусированным пучком  $D_{LA} = 2$  мм, вылет проволоки 11 мм, наклон дуговой горелки  $60^\circ$ ) [4]. Для а — площадь поперечного сечения 20,31 мм<sup>2</sup>; б — 7,30; в — 30,08

является в увеличении площади поперечного сечения переплавленного при гибридной сварке металла по сравнению с суммой площадей поперечных сечений валиков, полученных отдельно дуговой и лазерной сваркой (рис. 2) [4]. В свою

очередь электрическая дуга сжимается до размеров факела паров свариваемого металла, образующегося под действием лазерного излучения, и дополняет эффект от воздействия лазерного излучения. Поэтому для гибридной лазер-МИГ сварки требуются лазеры меньшей мощности по сравнению с лазерной, что удешевляет процесс. Модификация термического цикла лазерной сварки, происходящая под влиянием дуги, улучшает структуру сварных швов [2, 5].

Горелка для современной гибридной сварки может представлять собой как простое объединение лазерной сварочной головки с дуговой горелкой (рис. 3) [4], так и сложное интегрированное приспособление (рис. 4) [4]. Такие горелки ориентированы на использование в руке антропоморфного робота. В ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины разработан ряд горелок, ориентированных на использование в одно- или многокоординатном манипуляторе типа плоттера (рис. 5). Преи-

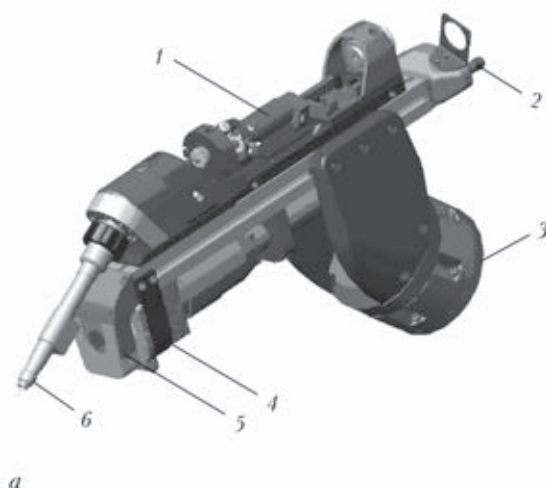


Рис. 3. Головки для гибридной лазерно-дуговой роботизированной сварки фирм «Fronius» (а) и «Cloos» (б) [4]: 1 — устройство подачи проволоки; 2 — забор воздуха; 3 — фиксация на руке робота; 4 — защитное стекло; 5 — кросс-джет; 6 — водоохлаждаемый мундштук

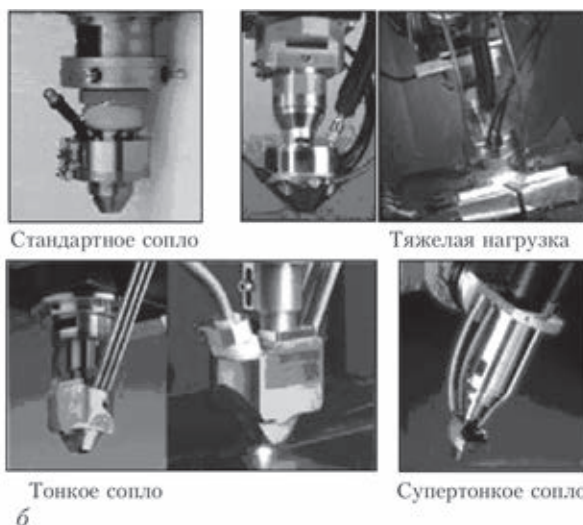
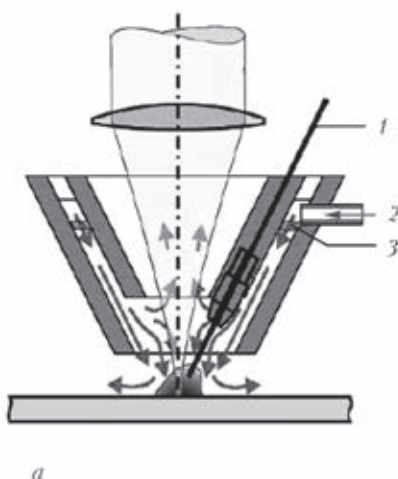


Рис. 4. Принципиальная схема (а) и внешний вид (б) головок для гибридной лазерно-дуговой сварки с интегрированным соплом [4]: 1 — электродная проволока; 2 — вспомогательный газ; 3 — диффузионная апертура

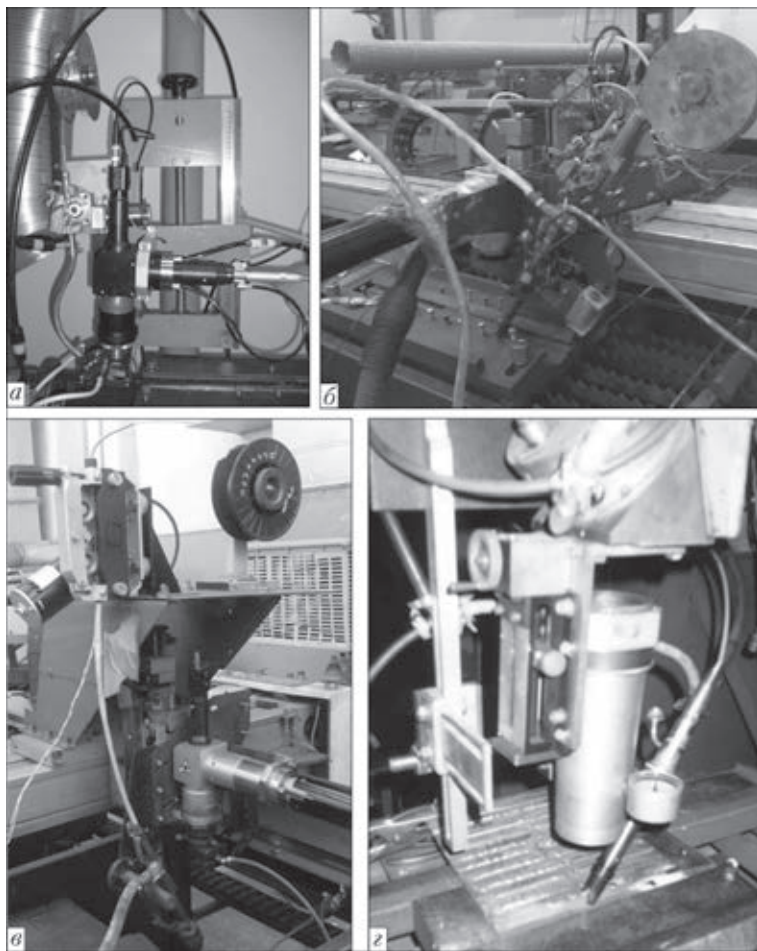


Рис. 5. Внешний вид головок для гибридной лазерно-дуговой сварки, осуществляемой при помощи одно- или трехкоординатного манипулятора, разработанных в ИЭС им. Е.О. Патона: а–в — для лазеров с длиной волны до 1,06 мкм; г — 10,6

муществом этих горелок является их интеграция с механизмом подачи присадочной проволоки и уменьшение подающего проволоку бoudена до 0,1...0,5 м, что значительно снижает риск замятия электродной проволоки. Кроме того, такие горелки имеют максимально упрощенную и надежную конструкцию, использующую простейшую стандартную лазерную фокусирующую систему. При этом для корректировки траектории перемещения головки в случаях диодного или Nd:YAG-лазеров имеется возможность использования как телевизионной камеры, так и красного лазерного излучения (рис. 5, а–в), а в случае CO<sub>2</sub>-лазера — только красного излучения (рис. 5, г).

Гибридная сварка минимизирует недостатки как лазерной, так и МИГ-сварки. Согласно работам [3, 4], основными преимуществами гибридной лазерно-дуговой сварки по сравнению с лазерной являются:

- сокращение капитальных затрат на оборудование на 30...40 % по сравнению с лазерной сваркой (из-за уменьшения потребляемой лазерной мощности);
- высокие скорости сварки;

- снижение точности подготовки кромок;
- управление составом шва путем выбора сварочной проволоки;
- снижение риска образования закалочных структур в металле шва и ЗТВ;
- повышение надежности процесса;
- повышение общего КПД процесса, снижение энергоемкости до 50 %.

Однако для достижения указанных преимуществ необходим правильный выбор ряда параметров. Рассмотрим их согласно рекомендациям работ [3, 4, 6, 7].

**Лазерная мощность.** Увеличение этого параметра, как правило, повышает глубину проплавления. При гибридной лазерно-дуговой сварке это явление усиливается из-за уменьшения отражательной способности металла, нагретого дугой.

**Скорость сварки.** Со снижением скорости сварки глубина проплавления увеличивается из-за повышения энергии, вкладываемой на единицу длины шва. Кроме того, стабильность подачи и плавления сварочной проволоки улучшается на более низких скоростях сварки.

**Относительное расположение сфокусированного лазерного излучения и дуги плавящегося электрода.** Расстояние между осью лазерного излучения и концом проволоки является одним из

наиболее важных параметров оптимизации гибридной лазерно-дуговой сварки. Его обычно выбирают небольшим (до 2 мм). Кроме того, важными факторами формообразования сварных швов являются положение дуговой горелки впереди или сзади по ходу сварки, а также угол ее наклона.

**Положение фокуса.** Максимальная глубина провара при лазерно-дуговой сварке обычно получается при фокусировке лазерного пучка под поверхность свариваемых листов на глубину 2...4 мм.

**Угол наклона электрода.** Глубина провара возрастает с увеличением угла электрода к поверхности заготовки до 50°. Поток газа, выходящего из дуговой горелки, отклоняет парогазовый факел, образованный лазерным излучением, и уменьшает потери лазерной энергии (особенно при использовании CO<sub>2</sub>-лазеров). Поэтому угол наклона электрода к поверхности заготовки часто составляет порядка 40...50°.

**Состав защитного газа.** Как правило, применяют инертный газ (гелий, аргон или их смеси). При использовании CO<sub>2</sub>-лазеров требуется защитный газ с более высоким потенциалом ионизации для пре-



пятствования образованию плазмы, способной отклонять или поглощать лазерное излучение. Поэтому для лазерной сварки гелий предпочтительнее аргона. Однако легкость гелия является недостатком, поэтому его часто используют в смесях с более тяжелым аргоном. Кроме того, для увеличения глубины проплавления добавляют химически активные газы, такие как кислород и двуокись углерода.

*Модуляция мощности дуговой составляющей.* Обычно для питания сварочной дуги используется постоянный ток. Также часто используют импульсный режим для уменьшения разбрызгивания при сохранении глубокого проплавления. Повышение напряжения на дуге способствует расширению шва, что снижает коэффициент формы шва (отношение глубины провара к его ширине) для одной и той же мощности лазера. Поэтому напряжение на дуге (и скорость подачи проволоки) повышают при необходимости сварки неплотно прилегающих кромок. Сварочный ток, как правило, прямо пропорционален диаметру сварочной проволоки. Увеличение сварочного тока способствует повышению глубины провара и коэффициента формы шва.

*Стыковка свариваемых кромок.* Для лазерной сварки допустим зазор между кромками до 0,2 мм. Большие зазоры приводят к таким дефектам, как провисание шва или отсутствие сплавления. Гибридная лазерно-дуговая сварка позволяет соединять детали с зазорами до 1 мм и больше (при высоких скоростях подачи проволоки).

*Подготовка кромок.* Для обычной лазерной сварки необходимы кромки с параллельными прямыми краями и узким зазором. Для дуговой сварки применяют разделку кромок (чаще всего V-образную). В случае гибридной лазерно-дуговой сварки требования к подготовке кромок ниже, чем для лазерной сварки. Разделку кромок, как правило, применяют для толщины материала, превышающей 8...10 мм.

Для более глубокого понимания современных тенденций развития гибридной лазер-МИГ сварки рассмотрим основные этапы развития этого процесса согласно исследованию [8], выполненному в ИЭС им. Е.О. Патона.

*1970-е годы.* В конце 1970-х годов в Имперском колледже в Лондоне группа под руководством У. Стинга предприняла первые попытки по объединению лазерного излучения и электрической дуги (ТИГ) для сварки металлов. Этот новый гибридный лазерно-дуговой способ сварки имел ряд преимуществ по сравнению с лазерным и дуговыми способами. Он обеспечивал повышенную стабильность процесса, значительно большую скорость сварки, более глубокое проплавление и малую ширину шва. Тем не менее, это нововведение далеко не сразу нашло промышленное применение [5, 6]. Примерно в 1979–1980 гг. в ИЭС им.

Е.О. Патона были проведены первые эксперименты по лазерно-дуговой сварке.

*1980-е годы.* Появление надежных и сравнительно недорогих лазеров высокой мощности позволили внедрить лазерную сварку в промышленность [9]. Было установлено, что ее недостатки могут быть сведены к минимуму путем сочетания лазерной сварки с обычной дуговой. Это позволило повысить эффективность процесса, снизить требования к стыковке свариваемых кромок, устранить ряд проблем металлургического характера и снизить отражательную способность свариваемого материала. Таким образом, было устранено большинство препятствий для внедрения лазеров в сварочное производство [5, 6].

*1990-е годы.* Наблюдаются тенденции промышленной реализации лазерной и гибридной сварки, заложенные в 1980-е годы. При этом мощность лазерного оборудования повышается. Развитие гибридной лазерно-дуговой сварки выявило такие недостатки лазерной сварки, как высокая стоимость, сложность подготовки кромок и крепления свариваемых деталей, а также ряд металлургических проблем. Исследования достоинств и недостатков гибридной лазерно-дуговой сварки ведутся во всех развитых странах мира (США, Европе и Японии) [10, 11]. Развитию этих технологий способствовала востребованность промышленности в высококачественных сварных швах, полученных на высокой скорости. Гибридной лазерно-дуговой сваркой заинтересовались такие отрасли, как автомобильная промышленность, судостроение и трубопроводный транспорт.

*2000-е годы.* В настоящее время гибридная лазерно-дуговая сварочная техника доказала свою пригодность во многих отраслях промышленности. Активно разрабатываются комплексные гибридные сварочные головки (например, Exial, Fronius, Prima Industry, Permanova Lasersystem) [6, 12], моделируются и проверяются различные конкретные промышленные ситуации. Например, изучается вопрос соединения материалов различного типа, конфигурации и толщины гибридной лазерно-дуговой сваркой. Продолжаются также исследования особенностей данного вида сварки, например, изучаются резонансные явления, происходящие при сложении частоты переноса капель электродного металла с собственными частотами сварочной ванны [13] или влияние на характер формирования швов и их механические свойства импульсной модуляции лазерной и дуговой составляющих [14].

Гибридная лазер-МИГ сварка сочетает преимущества дугового и лазерного процессов, что приводит к повышению стабильности сварки, улучшению качества швов и снижению остаточных деформаций. Промышленные преимущества вклю-





чают увеличение производительности, упрощение процедуры настройки и уменьшение себестоимости погонного метра шва. Тем не менее, эта технология находится еще только в начальной стадии внедрения в современных отраслях промышленности. Причинами медленных темпов промышленного внедрения являются высокая стоимость инвестиций и сложность процесса, связанная с большим количеством его параметров. Несмотря на это, гибридная сварка уже получила определенное распространение в таких отраслях промышленности, как автомобиле- и судостроение, трубопроводный транспорт, аэрокосмическая и авиационная промышленность, выработка энергии, внедорожные и тяжелые транспортные средства.

**Автомобилестроение.** Такие хорошо известные автомобильные компании, как «Volkswagen» и «Audi» убеждены в преимуществе гибридной лазер-МИГ сварки [12, 15]. Еще одним примером применения этой сварки является фирма «Volvo» [16]. В автомобиле любого типа применяется множество швов, различных по своей конфигурации и по применяемым материалам. Во многих случаях совмещаются такие способы сварки, как МИГ, лазерная и гибридная лазер-МИГ сварка — в зависимости от конфигурации сварного шва и требований к нему. Сварку МИГ применяют при наличии значительных зазоров между свариваемыми кромками и минимальной их подготовки. Лазерная сварка обеспечивает низкие остаточные деформации, глубокое проплавление и высокую скорость при возможности точной подгонки свариваемых деталей. И, наконец, гибридная сварка обеспечивает высокие скорости сварки в сочетании со сравнительно широкими допусками. Для этого используются лазеры от 2 до 4 кВт при скоростях сварки приблизительно 4 м/мин [17]. В ИЭС им. Е.О. Патона проводились работы по созданию технологий лазерно-дуговой сварки автомобильной оцинкованной стали и тонких алюминиевых сплавов для ОАО «АвтоВАЗ» (РФ, г. Тольятти). Также была разработана технология восстановительной наплавки поршней двигателей внутреннего сгорания [18]. Эта технология была ориентирована как на заплавление разбитых каналов поршней автомобильного транспорта (от легковых автомобилей до тяжелых тракторов), так и на восстановление поршней железнодорожных дизельных двигателей.

**Судостроение.** Гибридный процесс сварки представляет большой интерес для судостроительной промышленности во всем мире [19, 20]. Использование этого процесса активно распространяется на европейских и азиатских верфях, в то время как на верфях США он внедряется довольно медленно. Гибридная сварка дает

значительную экономию времени и средств, заменяя собой многопроходную сварку за счет реализации режима глубокого проплавления. При этом используются мощные Nd:YAG-лазеры до 6 кВт и CO<sub>2</sub>-лазеры до 25 кВт. Примерами верфей, использующих эту технологию, являются MEYER в Германии, KVAERNER в Финляндии и FINCANTIERI в Италии. В ИЭС им. Е.О. Патона проводили работы по созданию технологии лазерно-дуговой сварки судовых сотовых панелей из углеродистых сталей толщиной 3...7 мм для ЦНИИ КМ «Прометей» (РФ, г. Санкт-Петербург).

**Трубопроводный транспорт.** Проводятся исследования гибридной лазер-МАГ сварки, направленные на улучшение качества сварки и снижение производственных затрат при изготовлении труб большого диаметра и монтаже магистральных трубопроводов. Для реализации в промышленных условиях разработан процесс лазерной сварки корневого шва с последующей заваркой лазер-МАГ способом узкой разделки кромок в один, два или три прохода [21]. Трубопроводы из нержавеющей стали свариваются без пор, с сохранением аустенитной структуры и без значительного увеличения твердости. Скорость сварки этих трубопроводов с толщиной стенки от 5 до 8 мм составляет до 1,2 м/мин [22]. В ИЭС им. Е.О. Патона был разработан ряд технологических приемов сварки труб большого диаметра и их неповоротных стыков [23, 24].

**Аэрокосмическая и авиационная промышленность.** Лидирующее положение в авиационной промышленности занимает фирма «Airbus», в частности, благодаря инновационным разработкам. Уже в течение нескольких лет эта фирма использует процесс лазерной сварки для производства секций фюзеляжа самолетов, в частности, моделей Airbus A318 и Airbus A380 [25, 26]. В последнее время Airbus проявляет интерес к технологии гибридной сварки. Эта технология также представляет большой интерес для решения аэрокосмических и военных задач при работе с титановыми сплавами [27]. В ИЭС им. Е.О. Патона был проведен ряд работ по сварке титановых сплавов, алюминиевых сплавов и нержавеющей сталей для задач украинской авиакосмической промышленности [28]. В этих работах исследовали возможности использования как лазерной, так и гибридной сварки.

**Выработка энергии.** В оборудовании, применяемом для производства электроэнергии, часто возникает задача сварки пластин толщиной более 15 мм. В частности, была исследована и промышленно реализована технология лазерной сварки таких материалов [29], но гибридная сварка постепенно привлекает все больше внимания для

решения данной задачи, поскольку она способна преодолеть недостатки лазерной сварки [30]. При этом как лазерная, так и гибридная сварка обычно применяются в многопроходном режиме [31]. Помимо толстых пластин в энергетическом машиностроении используются тонкие нержавеющие стали, например, для изготовления сильфонных компенсаторных узлов. В ИЭС им. Е.О. Патона для ТОВ «Научно-исследовательский информационный центр «Арматом» (Украина, г. Киев) были разработаны технология и оборудование сварки таких узлов [32]. При этом предпочтение было отдано лазерной, а не гибридной, сварке.

*Внедорожные и тяжелые транспортные средства.* Лазерная сварка является уже хорошо отработанной технологией в тяжелой автомобильной промышленности для соединения деталей из конструкционных сталей, а ее эффективность была уже не раз доказана [33]. Тем не менее, гибридная сварка доказала свое превосходство по сравнению с лазерной (например, сокращение времени подготовки к сварке и финишной обработки) и поэтому постепенно стала все больше применяться в этой отрасли [34]. Некоторые технологические решения для этой отрасли промышленности разрабатывались также и в ИЭС им. Е.О. Патона [35].

Рассмотрено лишь несколько примеров промышленного применения гибридной сварки, которое непрерывно расширяется в настоящее время. Среди других возможных применений — бытовая техника, железнодорожный транспорт, химическая промышленность (в частности, сварка емкостей и труб из нержавеющей стали) и др. [36]. Особое место занимает применение лазерно-дуговой сварки для решения задач изготовления алюминиевых конструкций [37].

## Выводы

1. Основной современной тенденцией развития гибридной лазер-МИГ/МАГ сварки можно считать промышленное внедрение (например, в различных отраслях транспортной, химической, энергетической и пищевой промышленности), ориентированные на частичную замену лазерной и дуговой сварочных технологий.

2. К общим тенденциям развития гибридной сварки относятся: разработка новых технологий, ориентированных на сварку различных по химическому составу и геометрии конструкций, а также создание нового оборудования, ориентированного на промышленное внедрение разработанных технологий.

3. В связи с начавшимся в последнее десятилетие новым этапом развития лазерной техники, связанным с широким промышленным внедрением волоконных и дисковых лазеров, вопрос о предпочтении лазерной или гибридной сварки

стал предметом тщательных научно-технических и экономических исследований.

1. Steen W.M., Eboo M. Arc augmented laser welding // Metal Construction. — 1979. — 11, № 7. — P. 332–335.
2. Steen W.M., William M. Laser material processing, 3rd ed. — Springer-Verlag London Ltd, London, 2003. — 450 p.
3. Wouters M. Hybrid Laser-MIG welding: An investigation of geometrical considerations. — Lulea University of Technology, Lulea, Sweden, Nov. 2005. — 60 p.
4. Kah P. Usability of laser-arc hybrid welding processes in industrial applications. — Finland, Lappeenranta, Lappeenranta University of Technology, 2011. — 112 p.
5. Seyffarth P., Krivtsun I.V. Laser-arc processes and their applications in welding and material treatment // Welding and Allied Processes. — London: Taylor and Francis Books. — 2002. — Vol. 1. — 200 p.
6. Bagger C., Olsen F.O. Review of laser hybrid welding // J. of Laser Applications. — 2005. — 17(1). — P. 2–14.
7. Optimisation of parameters in hybrid welding of aluminium alloy / T. Jokinen, P. Jernstrom, M. Karhu et al. // Proceedings of SPIE. — 2003. — Vol. 4831. — P. 307–312.
8. Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю. Тенденции развития лазерно-дуговой сварки // Автомат. сварка. — 2002. — № 6. — С. 28–33.
9. John F. Ready. Industrial Applications of Lasers. — London: Academic Press, 1997 — 599 p.
10. Dilthey U., Wieschemann A. Prospects by combining and coupling laser beams and arc welding processes // Welding in the World. — 2000. — 44, № 3. — P. 37–46.
11. Ishide T., Tsubota S., Watanabe M., Ueshiro K. Latest MIG, TIG, arc-YAG laser hybrid welding systems // J. of the Japan Weld. Soc. — 2003. — 72 (1). — P. 22–26.
12. Staufer H. Laser hybrid welding and laser brazing: State of the art in technology and practice by the examples of the Audi A8 and VW-Phaeton // Proc. of 3rd Int. WLT-Cond. on Lasers in Manufacturing, Munchen, 2005. — P. 203–208.
13. Гибридная сварка излучением CO<sub>2</sub>-лазера и дугой плавящегося электрода в углекислом газе / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, В.П. Гарашук и др. // Автомат. сварка. — 2002. — № 10. — С. 38–41.
14. Жерносеков А.М., Хаскин В.Ю., Набок Т.Н. Импульсная лазерно-дуговая сварка углеродистых сталей // Восточно-европейский журн. передовых технологий. — 2014. — 5/1 (71). — С. 12–15.
15. Graf T., Staufer H. Laser-hybrid-welding drives VW improvements // Welding J. — 2003. — № 1. — P. 42–48.
16. Laxmi K.Э. Один+один — больше чем два!!! // Svetsaren. — 2003. — № 2. — P. 22–24.
17. Staufer H. Laser hybrid welding in the automotive industry // Welding J. — 2007. — № 10. — P. 36–40.
18. Хаскин В.Ю. Использование лазерно-дуговой наплавки для заплавления полостей в алюминиевых сплавах // Автомат. сварка. — 2009. — № 2. — С. 41–45.
19. Merchant V. Shipshape laser applications // Industrial Laser Solutions, Aug., 2003. Электронный ресурс. Режим доступа: www.industrial-lasers.com.
20. Denney P. Hybrid laser welding for fabrication of ship structural components // Welding J. — 2002. — 81, Sept. — P. 58.
21. Staufer H., Rührnößl M. Für große Blechdicken und hohe Schweißgeschwindigkeiten: Laserhybrid- + Tandemschweißen // der Praktiker. — 2006. — № 10. — S. 300–302.
22. Thomy C., Schilf M., Seefeld T., Sepold G., Vollertsen F., Hoffmann R. CO<sub>2</sub>-Laser-MSG-Hybridschweißen in der Rohrfertigung // wt Werkstattstechnik on-line. 2003. — 93 (6). — S. 462–466.
23. Многопроходная сварка сталей больших толщин с использованием лазерного излучения / В.Д. Шелягин, В.Ю. Хаскин, Л.Г. Шитова и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 10. — С. 48–52.
24. Шелягин В.Д., Хаскин В.Ю. Многопроходная сварка трубных сталей с использованием лазерного излучения // Сварщик. — 2009. — №5 (69). — С. 36–38.



25. N.N. Laserstrahlschweißen macht Flugzeuge leichter // Fraunhofer Magazin 4. – 2004. – S. 36–37.
26. Mendez P.F., Eagar T.W. New Trends in Welding in the Aeronautic Industry // 2nd Conf. of New Manufacturing Trends, Bilbao, Spain, Nov. 19–20, 2002. – P. 1–10.
27. Shinn B.W., Farson D.F., Denney P.E. Laser stabilization of arc cathode spots in titanium welding // Sci. and Techn. of Welding & Joining. – 2005. – 10, № 4. – P. 475–481.
28. Разработка оборудования и технологий автоматизированной лазерной сварки трубных компенсирующих элементов для авиакосмической промышленности / В.Д. Шелягин, В.И. Луценко, В.Ю. Хаскин и др. // Наука и инновации. – 2012. – 8, № 6. – С. 53–59.
29. Jokinen T., Kujanpaa V. High power Nd:YAG laser welding in manufacturing of vacuum vessel of fusion reactor // Fusion Engineering and Design. – 2003. – 69, № (1-4). – P. 349–353.
30. Jokinen T., Karhu M., Kujanpaa V. Welding of thick austenitic stainless steel using Nd:yttrium-aluminum-garnet laser with filler wire and hybrid process // J. of Laser Applications. – Vol. 15. – 2003. – P. 220–24.
31. Jokinen T., Karhu M., Kujanpaa V. Narrow gap hybrid welding of thick stainless still // 22nd Int. Congress on Application of Lasers and Electro-Optics (ICALEO 2003), Jacksonville, FL, USA, 13–16 Oct. 2003, CD-ROM, Laser Institute of America (LIA), 2003. – P. A66–A75.
32. Лукашенко А.Г., Мельниченко Т.В., Лукашенко Д.А. Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали модулированным излучением // Автомат. сварка. – № 4. – 2012. – С. 19–23.
33. High power laser welding of constructions steels / K. Nilsson, H. Engstrom, J. Flingfeldt, T. Nilsson et. al. // Svetsen. – 2000. – 59, № 1.
34. Laser-assisted gas metal arc welding of 25-mm-thick HY-80 plate / C.V. Hyatt, K.H. Magee, J.F. Porter et al. // Welding J. – 80, № 7, 2001. – P. 163–172.
35. Laser-Ark and Laser-Plasma Welding and Coating Technologies / V.D. Shelyagin, I.V. Kritsun, Yu.S. Borisov et. al. // The Paton Welding J. – № 8. – 2005. – P. 44–49.
36. Kah P., Salminen A., Martikainen J. Laser-arc hybrid welding processes (review) // Ibid. – 2010. – № 6. – P. 32–40.
37. Хаскин В.Ю. Развитие лазерной сварки алюминиевых сплавов в ИЭС им. Е.О. Патона (Обзор) // Автомат. сварка. – № 5. – 2013. – С. 52–57.

Поступила в редакцию 28.01.2015

### CASPSP–ПРОГРАММНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ДЛЯ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

CASPSP представляет собой двухмодульный пакет прикладных программ для компьютерного моделирования турбулентных плазменных струй, используемых при плазменном нанесении покрытий, а также для моделирования поведения напыляемых частиц в таких струях. Первый модуль предназначен для моделирования турбулентных плазменных струй, создаваемых плазмотронами с гладким каналом и истекающих в среду атмосферного давления (APS). В основе соответствующей компьютерной программы лежит математическая модель газодинамики и теплообмена в термической дуговой плазме, описываемой системой МГД-уравнений в приближении турбулентного пограничного слоя. Этот модуль позволяет рассчитывать и отображать пространственные распределения температуры и скорости плазменной струи с учетом электродуговых процессов, протекающих в плазмотроне, в зависимости от размеров его сопла-анода, тока дуги, типа и расхода плазмообразующего газа.

Второй модуль предназначен для моделирования поведения напыляемых частиц в плазменной струе с предварительно рассчитанными распределениями температуры и скорости плазмы (приближение слабозапыленной струи). В основе соответствующей компьютерной программы лежит математическая модель нагрева и ускорения напыляемой частицы, которая описывается нелинейным уравнением теплопроводности и уравнением движения сферической частицы в плазменной струе. Этот модуль позволяет рассчитывать и отображать траекторию движения, скорость и температурное поле напыляемой частицы в зависимости от материала и начального диаметра частицы, а также условий ее ввода в плазменную струю.

#### Используемые базы данных:

- плазмообразующий газ: аргон, азот;
- материал частиц: Al, Cu, Mo, Ni, Ti,  $Al_2O_3$ ,  $Cr_2O_3$ ,  $Fe_3C_4$ ,  $TiO_2$ ,  $ZrC_2$ ,  $Cr_3C_2$ , TiC, WC;
- возможно изменение (расширение) баз данных.

Данное программное обеспечение может быть полезно для специалистов и студентов, занимающихся вопросами плазменного напыления.

CASPSP позволяет легко и быстро производить количественные оценки распределений температуры и скорости в объеме плазменной струи; траектории, скорости движения и теплового состояния напыляемой частицы в зависимости от параметров процесса напыления. Снижает расходы на проведение экспериментов. Работает быстрее современных пакетов МКР. Производительность: 1 расчет за 10 мин CPU.

#### Требования к компьютеру:

IBM PC или совместимый: AMD или Pentium (более высокая тактовая частота предпочтительна) с операционной системой Windows 9x, ME, Windows NT/2000/XP. Оперативная память: минимум 16 MB (предпочтительно 32 MB). Свободное пространство HDD: минимум 4 MB. FDD: 1.44 MB, 3.5". Монитор: SVGA, 65536 цветов, 1024 на 768 точек.

E-mail: office@paton.kiev.ua



## ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ СОЕДИНЕНИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ С СОПУТСТВУЮЩЕЙ ПАЙКОЙ

В.И. САВУЛЯК, С.А. ЗАБОЛОТНЫЙ, Д.В. БАКАЛЕЦ

Винницкий нац. техн. ун-т. 231021, г. Винница, ул. Хмельницкое шоссе, 95. E-mail: vsavulyak@mail.ru

Обоснована целесообразность и описана технология получения неразъемных соединений путем объединения процессов сварки и пайки, которая использует тепло, выделяемое в процессе горения дуги. Целью работы является установление влияния сформированного паяного компонента на прочность соединения и конструкции в целом. Разработана методика изготовления опытных образцов, позволяющая установить необходимые зависимости прочности соединений от типа паяльного материала и его количества. Непосредственно испытания на прочность и обработку экспериментальных данных выполняли по рекомендациям ГОСТ 28830–90. Использование программ конечно-элементного анализа позволило определить оптимальные режимы сварки с сопутствующей пайкой и количество паяльного материала, который может быть расплавлен. Технология может быть использована для проведения ремонта рам транспортной техники, поврежденных трещинами, путем приваривания усилительных накладок. Также целесообразно использование разработанной технологии при производстве рамных конструкций. Доказано, что применение технологии получения неразъемных соединений путем объединения процессов сварки и пайки с использованием припоев на основе меди может увеличить прочность соединения на треть по сравнению с классическим сварным соединением. Библиогр. 12, табл. 3, рис. 4.

*Ключевые слова:* рамная конструкция, транспорт, трещина, технология, ремонт, усиление, сварка, пайка, прочность

Перспективным направлением увеличения долговечности и повышения эксплуатационных свойств сварных конструкций при ремонте и изготовлении является использование сочетания нескольких родственных процессов [1–4]. Применение таких технологий целесообразно для обеспечения повышенных требований к надежности и долговечности. Примером может служить ремонт рам средств транспорта, в частности лонжеронов, участки которых повреждены трещинами [2, 5]. Для их ремонта и усиления предложено устанавливать дополнительные элементы путем их приварки с сопутствующей пайкой. Технология предусматривает использование высокотемпературных припоев, что позволяет повысить прочность соединений и коррозионную стойкость околошовной зоны [6, 7]. Особенностью технологии есть то, что припой устанавливается между основными элементами, которые свариваются, и расплавляется за счет тепла в околошовной зоне, выделенного в процессе горения дуги [2].

Предыдущими исследованиями установлено, что использование сварки с сопутствующей пайкой позволяет увеличить ресурс конструкции по сравнению с другими известными методами ремонта [5]. Однако дополнительных исследований требует установление влияния сформированного паяного компонента на прочность соединения и конструкции в целом.

Общепринятая технология высокотемпературной пайки включает такие дополнительные опе-

рации [8] как очистка и лужение основного материала, предшествующие сборке конструкции в нужном положении с необходимым зазором. После этого основу нагревают выше температуры плавления припоя, наносят флюс и только потом вводят припой, заблаговременно покрытый флюсом. Введение припоя проводят путем касания им разогретого места в зоне соединения, в результате чего он расплавляется и затекает в зазор между деталями [9].

В технологии, предусматривающей сочетание сварки с сопутствующей пайкой, выполнение всех рекомендованных выше операций практически невозможно или затруднено. Реализация сварки с сопутствующей пайкой выполняется по другой технологии, поэтому возникает необходимость исследования прочностных характеристик паяного участка полученного соединения, что позволит прогнозировать его общую прочность.

Исследовались паяные участки, полученные с использованием медных, медно-серебряных, медно-цинковых и самофлюсующихся медно-фосфорных припоев. Предыдущий микро- и макроанализ паяного участка показал возможность получения качественных соединений [2].

Испытание на прочность и обработку экспериментальных данных выполняли по рекомендациям ГОСТ 28830-90. Перед проведением сварки с сопутствующей пайкой соединяемых деталей 1 и 2 (рис. 1, а) в местах размещения припоя 3 приваривали дополнительные элементы б, что необходимо для закрепления в машинах испытания на



разрыв. Для испытаний на срез из сварно-паяной конструкции (рис. 1, *а*) по штриховой линии 5 вырезали образец (рис. 1, *б*) и высверливали два отверстия 7.

После проведения сварки с сопутствующей пайкой образцы на разрыв (тип II) и срез (тип V) механически обрабатывались до размеров по ГОСТ 28830–90. При этом полностью удалялся сварной шов и оставалось только паяное соединение (рис. 1, *б*, *в*).

Во время выполнения паяных соединений на опытных образцах максимально возможно приближались к реальному технологическому процессу приварки накладок для усиления, то есть поверхность основы и паяльного материала механически зачищали, после чего собирали так, как показано на (рис. 1, *а*) и проводили процесс сварки. В ряде опытов между паяльным материалом и заготовкой размещали тонкий слой флюса 4 на основе борной кислоты и буры [10]. Установлено, что увеличение его количества приводит к чрезмерному порообразованию, а его отсутствие заметно снижает способность припоя смачивать стальные поверхности.

В ходе экспериментальных исследований не всегда удавалось достичь полного расплавления паяльного материала теплом, которое распространяется от сварочной ванны. Установлено, что максимальная ширина полосы, которую можно расплавить в процессе сварки, существенно зависит от мощности дуги, температуры плавления материала припоя, геометрии деталей (толщины стенок рамной конструкции и элементов усиления и т.д.), а также и от пространственного положения

электрода относительно деталей в процессе сварки (см. на рис. 1, *а*, углы  $\alpha$  и  $\beta$ ).

Исследование влияния вышеуказанных параметров проводили с использованием пакета прикладных программ конечно-элементного анализа. Одним из наиболее информативных способов вывода результатов моделирования являются температурные поля, значение и характер распространения которых позволяет судить о максимальном количестве паяльного материала, который может быть расплавлен в заданных условиях.

Для примера рассмотрим модель приварки накладки толщиной 5 мм к основанию толщиной 7 мм. Толщина полосы припоя (в заданной модели) при этом составляет 1 мм, мощность сварки 37 Вт / мм<sup>2</sup>. Сварку проводили электродом диаметром 4 мм на постоянном токе прямой полярности под углом  $\alpha = 45^\circ$ . Сечение, проходящее по сварочной ванне, указывает на характер распространения температурного поля от зоны сварки (рис. 2, *а*) перпендикулярно сварному шву. Это сечение температурного поля не полностью определяет допустимую ширину полосы припоя, поскольку скорость его распространения не равна скорости сварки. Корректным является использование дополнительно построенных для этого изотерм квазистационарного температурного поля на горизонтальном сечении А-А, проходящего по оси пластинки паяльного материала (рис. 2, *б*).

Рациональную ширину полосы припоя можно определить, используя его основные теплофизические характеристики (температура плавления, теплопроводность, теплоемкость) [6]. В данном исследовании используется паяльный материал с температурами плавления 800 и 600 °С. По-

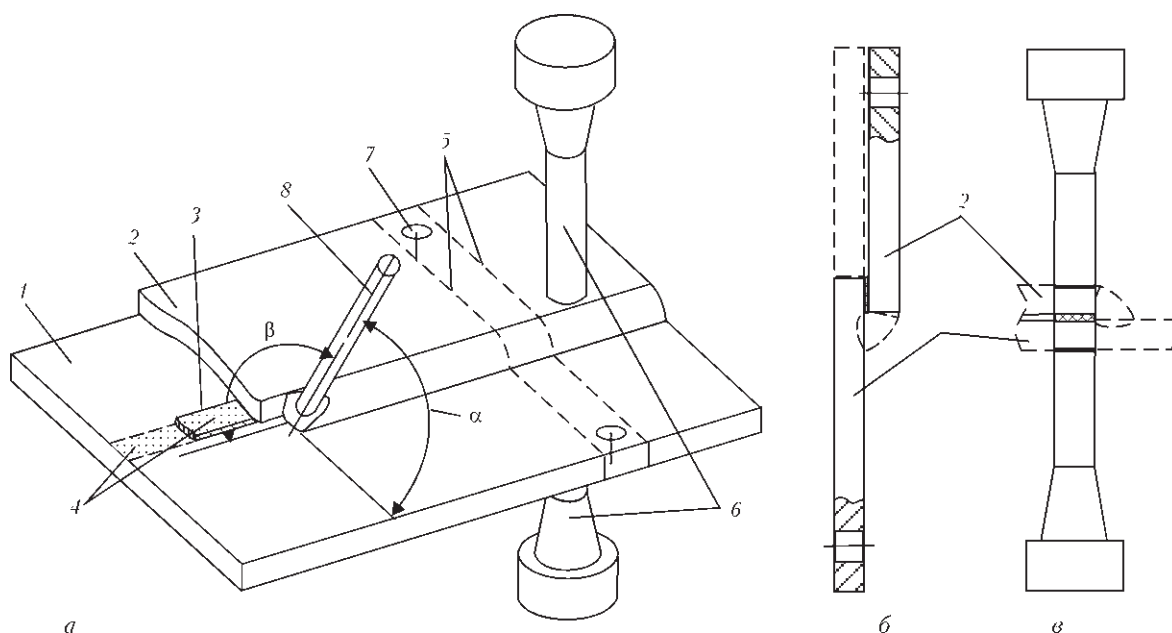


Рис. 1. Схема подготовки образцов для испытания паяного участка на разрыв и срез: *а* — сварка с сопутствующей пайкой; *б* — образец тип V; *в* — образец тип II

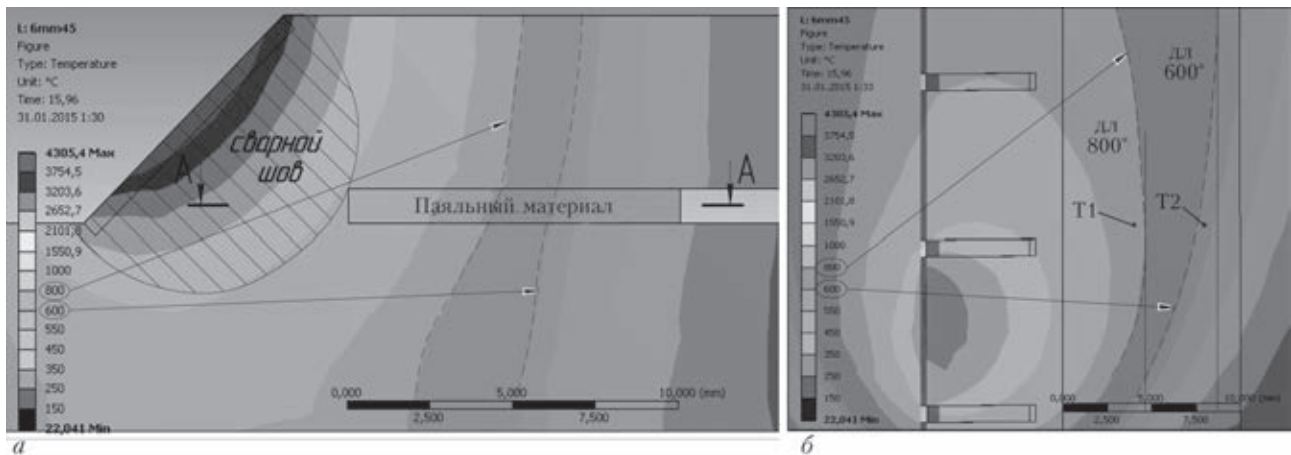


Рис. 2. Температурное поле процесса сварки с нанесенными изотермами: а — поперечное сечение; б — горизонтальное сечение А-А

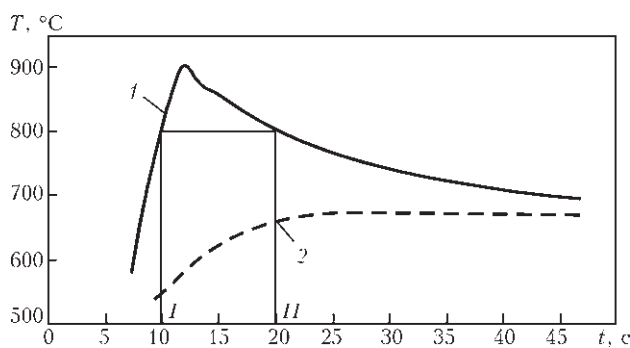


Рис. 3. Термограммы: 1 — точка T1 (800 °C); 2 — точка T2 (600 °C)

строенные касательные к изотермам температур плавления (рис. 2, б) должны быть параллельными оси пластины паяльного материала. Ширина полоски паяльного материала должна помещаться в пределах от границы сварного шва до соответствующей касательной. С учетом масштаба определяем ширину пластинок припоя. Для припоя с температурой плавления 800 °C ширина должна составлять 4,2 мм, а 600 °C — 7,6 мм в условиях соблюдения вышеуказанных параметров. Для расплавления паяльного материала, кроме необходимой температуры, нужно время, за которое к нему поступит необходимое количество теплоты. Для его определения построены термограммы нагрева

пластинки припоя в процессе сварки для наиболее удаленных относительно сварного шва точек T1, T2 (рис. 3). По построенным термограммам, кроме максимальной температуры, можно определить время пребывания паяльного материала в определенной области температур. Для припоя с температурой плавления 800 °C оно определяется из промежутка между линиями I и II (рис. 3) и составляет 10 с.

Исследование влияния пространственного положения электрода относительно деталей в процессе сварки на конфигурацию температурных полей и положение изотерм выполняли с использованием компьютерного моделирования и проверяли экспериментально. Для схемы сварки внахлест положение электрода относительно деталей определяется углом к оси шва  $\beta$  и углом в плоскости, перпендикулярной оси шва  $\alpha$  (см. рис. 1, а). Изменение последнего при сварке внахлест контролируется ГОСТ 5264–80 и может колебаться в пределах 30...60°. Он частично определяет форму поперечного сечения сварного шва, объем наплавленного металла, и соответственно влияет на скорость сварки. Поэтому угол наклона электрода изменяет количество и распределение тепловой энергии по объему деталей и частично определяет количество паяльного материала, который может быть расплавлен теплом сварки.

В табл. 1 и 2 приведены данные по выбору ширины полоски припоя толщиной 1 мм в зависимости от угла наклона электрода  $\alpha$  в процессе сварки для различных толщин стенки лонжерона рамной конструкции. Толщина накладки при этом составляет 5 мм, мощность сварки 37 Вт/мм<sup>2</sup>.

Для больших толщин лонжерона рамы расчеты не выполнялись, так как ширина полоски припоя, которая может быть расплавлена, практически не меняется с дальнейшим ростом толщины его стенки.

С использованием разработанных рекомендаций получены качественные сварно-паяные со-

Таблица 1. Ширина полоски припоя с  $T_{пл} = 800$  °C

| Угол $\alpha$ , град | Толщина стенки лонжерона рамы, мм             |     |     |     |     |     |    |
|----------------------|-----------------------------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|----|
|                      | 5                                             | 6   | 7   | 8   | 9   | 10  | 12 |
|                      | Ширина полоски припоя с $T_{пл} = 800$ °C, мм |     |     |     |     |     |    |
| 30                   | 5,2                                           | 4,5 | 3,8 | 3,5 | 3,2 | 3   | 3  |
| 35                   | 5,3                                           | 4,6 | 3,9 | 3,5 | 3,2 | 3   | 3  |
| 40                   | 5,4                                           | 4,7 | 4,1 | 3,6 | 3,2 | 3   | 3  |
| 45                   | 5,6                                           | 4,8 | 4,2 | 3,6 | 3,2 | 3   | 3  |
| 50                   | 6                                             | 4,9 | 4,5 | 3,7 | 3,2 | 3   | 3  |
| 55                   | 6,6                                           | 5,1 | 4,8 | 3,8 | 3,3 | 3,1 | 3  |
| 60                   | 8,2                                           | 6,5 | 5,3 | 4   | 3,4 | 3,1 | 3  |



Таблица 2. Ширина полоски припоя с  $T_{пл} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 

| Угол $\alpha$ , град | Толщина стенки лонжерона рамы, мм                                   |      |     |     |     |     |     |
|----------------------|---------------------------------------------------------------------|------|-----|-----|-----|-----|-----|
|                      | 5                                                                   | 6    | 7   | 8   | 9   | 10  | 12  |
|                      | Ширина полоски припоя с $T_{пл} = 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , мм |      |     |     |     |     |     |
| 30                   | 9,2                                                                 | 7,1  | 6,7 | 6,2 | 5,7 | 5,2 | 5,1 |
| 35                   | 9,5                                                                 | 7,6  | 6,9 | 6,3 | 5,8 | 5,2 | 5,1 |
| 40                   | 10                                                                  | 8,4  | 7,2 | 6,4 | 6   | 5,3 | 5,1 |
| 45                   | 10,5                                                                | 9    | 7,6 | 6,8 | 6,3 | 5,4 | 5,1 |
| 50                   | 11                                                                  | 9,7  | 8   | 7,3 | 6,6 | 5,5 | 5,2 |
| 55                   | 12                                                                  | 10,3 | 8,9 | 7,9 | 6   | 5,7 | 5,2 |
| 60                   | 13                                                                  | 12   | 10  | 8,5 | 7,6 | 6   | 5,2 |

Таблица 3. Механические свойства паяного соединения

| Механические свойства | Тип припоя |                  |                |                 |
|-----------------------|------------|------------------|----------------|-----------------|
|                       | Медный     | Медно-серебряный | Медно-цинковый | Медно-фосфорный |
| $\sigma_B$ , МПа      | 293        | 89               | 230            | -               |
| $\tau$ , МПа          | 205        | 73               | 172            | -               |

единения и проведены их механические испытания на растяжение и сдвиг, рассчитаны пределы прочности на разрыв и срез паяного участка шва (табл. 3).

Испытаниями установлено, что использование медно-фосфорных припоев для усиления сварных соединений нецелесообразно, поскольку увеличение прочности за счет паяного участка незначительное.

Для расчетов прочности сварно-паяного соединения и прогнозирования прочности конструкции в целом нужно учесть направление и величину нагрузок, действующих на него (рис. 4).

Распространенный вариант разрушения соединений внахлест, нагруженных силами  $F$ , происходит по линии наименьшего сечения сварного шва и паяного участка I–II, а прочность зависит от марки материалов и рабочих площадей сечения сварного шва и паяльного материала [11, 12]. Кроме того, в проектных расчетах предлагается учитывать коэффициент условий работы сварного шва (0,85...1), и коэффициент прочности припоев (0,5...0,65).

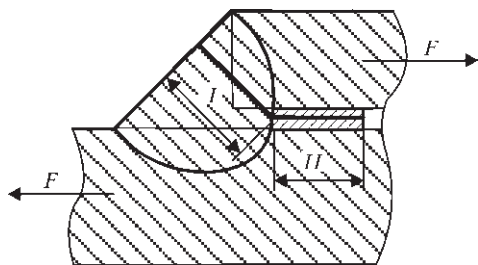


Рис. 4. Схема расчетного сечения сварено-паяного соединения внахлест

Итак, максимально допустимые усилия на сварно-паяные швы  $F_{с-п.с}$  рассчитаем по формуле:

$$F_{с-п.с} = S_{св.ш} R_{ш} \gamma_c + S_{п.м} \tau k_{п.м}, \quad (1)$$

где  $S_{св.ш}$  — площадь наименьшего сечения сварного шва;  $R_{ш}$  — расчетное сопротивление сварного шва (принимается по пределу прочности основного материала);  $\gamma_c$  — коэффициент условий работы (берем максимально возможный 0,85);  $S_{п.м}$  — площадь паяного участка, работающего на срез;  $\tau$  — предел прочности на срез паяного участка;  $k_{п.м}$  — коэффициент прочности припоев (принимается 0,5).

Площадь паяного участка определяется как произведение длины на ширину паяльного материала. Площадь самого маленького сечения сварного шва расположена под углом  $45^\circ$  к катетам и рассчитывается по формуле:

$$S_{св.ш} = \cos 45^\circ \cdot kl \approx 0,7kl, \quad (2)$$

где  $k$  — катет сварного шва, принимаем в соответствии с толщиной накладки;  $l$  — расчетная длина сварного шва, равная фактической минус 10 мм.

Эффективность использования технологии сварки с сопутствующей пайкой рассмотрено для случая приварки накладки толщиной 5 мм к стенке лонжерона рамы из стали 09Г2С ( $R_{ш} = 500$  МПа) толщиной 7 мм и паяльного материала с температурой плавления  $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ . В случае приварки накладки электродом с углом наклона  $\alpha = 30^\circ$  (ширина пластинки медно-цинкового припоя 3,8 мм) прочность соединения возрастает на 22 %, а при тех же условиях с углом наклона  $\alpha = 60^\circ$  (ширина пластинки припоя 5,3 мм) увеличивается на 30 %. В случае использования для сварки с сопутствующей пайкой медного припоя прочность соединения внахлест можно увеличить на 36 % по сравнению со сваркой без пайки.

## Выводы

Разработан ряд практических рекомендаций относительно использования сварки с сопутствующей пайкой для ремонта рам транспортной техники путем приваривания усилительных накладок.

Приведенная в статье методика, основанная на использовании программ конечно-элементного анализа, дает возможность определять оптимальные параметры режима сварки с сопутствующей пайкой и количество паяльного материала, которое может быть расплавлено.

Для сварки с сопутствующей пайкой целесообразно использовать высокотемпературные припои на основе меди, которые позволяют увеличить прочность соединения внахлест на величину до 36 % по сравнению со сваркой без пайки.

1. *Посвідання зварювання та паяння для ремонту рам транспортних засобів* / В.І. Савуляк, С.А. Заболотний, Д.В. Бакалець // Проблеми трибології. – 2014. – № 3(73). – С. 17–21.
2. *Savulyak V.I., Zabolotniy S.A., Bakalets D.V. Improvement of strengthening and repair of frame structures welding methods* // Tehnomus «New Technologies and Products in Machine Manufacturing Technologies» Jorنال / Romainia. – 2013. – № 20. – S. 189–192.
3. *Хорунов В.Ф. Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей.* – Киев: Наук. думка, 2008. – 240 с.
4. *Особливості паяння маловольфрамових твердих сплавів* / С.Ю. Мариненко, Г.М. Крамар // Прогресивні технології і системи машинобудування. – 2014. – № 1(47). – С.196–200.
5. *Бакалець Д.В., Савуляк В.І. Підвищення надійності та відновлення металоконструкцій транспортних та сільськогосподарських машин* // Зб. наук. праць Вінницького нац. аграрного ун-ту. Сер. Технічні науки. – 2012. – Вип. 11(66). – Т. 2. – С. 302–306.
6. *Петрунин И.Е., Лоцманов С.Н., Николаев Г.А. Пайка металлов.* – М.: Металлургия, 1973. – 280 с.
7. *Ляпіна О.В. Фізико-хімічні процеси на поверхні плівок мідних сплавів* : автореф. дис. на здобуття ступеня канд. хім. наук / Прикарпатський нац. ун-т ім. Василя Стефаника. – Івано-Франківськ, 2006. – 20 с.
8. *Кортес А.Р. Сварка, резка, пайка металлов.* – М.: Аделант, 2007. – 192 с.
9. *Технология сварки, пайки и контроля заготовок режущего инструмента. Методические рекомендации ВНИИ* / Под ред. К.П. Имшенника. – М.: НИИМашпрома, 1976. – 432 с.
10. *Екатова А. С. Флюсы и газовые среды. Справ.* – М.: Машиностроение, 1975. – 407 с.
11. *Пособие по проектированию стальных конструкций к СНиП П-23-81 «Стальные конструкции» ЦНИИСК им. Кучеренко Госстроя СССР.* – М.: ЦИТП Госстроя СССР, 1989. – 148 с.
12. *Прочность сварных соединений при переменных нагрузках.* ИЭС им. Е.О. Патона / Под ред. В.И. Труфякова. – Киев: Наук. думка, 1990. – 256 с.

Поступила в редакцию 03.03.2015

**Наплавка. Технологии, материалы, оборудование** / Составители: И. А. Рябцев, И. А. Кондратьев, Е. Ф. Переплетчиков, Ю. М. Кусков. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ, 2015. – 402 стр.

Сборник включает 119 статей сотрудников отдела «Физико-металлургических процессов наплавки износостойких и жаропрочных сталей» ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. В этих статьях обобщен многолетний опыт сотрудников отдела в области исследований и разработки новых способов наплавки, наплавочных материалов, технологий наплавки, создании наплавочного оборудования.

Во многом результаты исследований, которые приводятся в сборнике статей, не потеряли актуальности до настоящего времени и данный сборник будет полезен научным и инженерно-техническим сотрудникам институтов и предприятий, занимающихся проблемами наплавки. Он может быть также во многом полезен студентам ВУЗов и аспирантам соответствующих специальностей.



**СВАРКА И НАПЛАВКА МЕДИ И СПЛАВОВ НА ЕЕ ОСНОВЕ** / Составители: В.М. Илюшенко, Е.П. Лукьянченко. – Киев: Международная ассоциация «Сварка», 2013. – 396 с.

Сборник включает основные публикации — статьи, доклады, информационные материалы и изобретения в области сварки и наплавки меди и ее сплавов за период с 1953 по 2013 гг., авторами которых являлись в основном сотрудники Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. В представленных материалах освещен широкий круг вопросов разработки прогрессивных технологических процессов сварки и наплавки этих материалов и опыт их производственного применения в различных отраслях промышленности. Сборник может быть полезен инженерно-техническим работникам сварочного производства, а также специалистам, развивающим исследования в этой области.



По вопросам реализации просьба обращаться в редакцию журнала «Автоматическая сварка».



## НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ РАДИАЦИОННОГО КОНТРОЛЯ КАЧЕСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В.А. ТРОИЦКИЙ

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

Цифровые технологии получают все более широкое применение в различных областях техники, в том числе при радиационном контроле качества сварных соединений. В работе показана высокая дефектоскопическая эффективность флэш-радиографии, радиографии без промежуточных носителей информации (пленок, запоминающих пластин), которая обеспечивает низкую стоимость и возможность многоракурсного наблюдения в реальном времени внутренних дефектов сварных соединений. При этом на порядок сокращается скорость контроля. Описана портативная аппаратура для реализации данной технологии, позволяющая достигнуть чувствительность до 0,1 % толщины просвечиваемого металла и разрешение, превышающее 10 пар линий на мм. Библиогр. 11, рис. 4.

*Ключевые слова:* неразрушающий контроль, флэш-радиография, цифровое изображение, рентгентелевизионная система, сцинтиллятор, ПЗС-матрица, плоскпанельный детектор, внутренние дефекты сварных соединений

Наиболее распространенным видом неразрушающего контроля (НК) качества сварных соединений, материалов и изделий является радиационный контроль. Он применим к изделиям из любых материалов, любой геометрии и толщины. Из-за наглядности результатов радиационным методам отдают предпочтение как при контроле качества сварных и паяных соединений, так и контроле качества литья. Этот метод используется для оценки достоверности других методов НК.

В последние годы произошли качественные изменения в системах радиационного НК, прежде всего благодаря появлению новых многоэлементных полупроводниковых детекторов радиационных изображений, а также интенсивному внедрению цифровых технологий получения, обработки и анализа изображений. При использовании таких детекторов ионизирующее излучение, прошедшее через контролируемый объект и несущее информацию о внутренних его дефектах, с помощью электронных средств преобразуется в массив электрических сигналов, которые затем оцифровываются, обрабатываются и используются для формирования цифрового изображения (ЦИ) контролируемого объекта. ЦИ объекта содержит информацию о его внутренней структуре и формируется непосредственно во время просвечивания, т.е. в реальном времени. Такой метод радиационного контроля называют цифровой радиографией или флэш-радиографией [1]. Это фактически портативное рентген-телевидение с электронной записью информации, которая без дополнительной обработки может быть выставлена в интернете.

Отличительной особенностью флэш-радиографии является отсутствие промежуточных носите-

лей информации (радиографических пленок, полупроводниковых селеновых пластин, запоминающих пластин с фотостимулируемой памятью), которые сейчас широко применяются в сварочном производстве. Они требуют длительных операций экспонирования, обработки и специальных устройств для считывания информации. Соответственно отсутствие таких промежуточных носителей позволяет на порядок повысить производительность и снизить стоимость контроля качества.

НК на основе портативной рентгентелевизионной техники, цифровой обработки изображений принципиально изменяет технологию, увеличивает распространение самого достоверного радиационного НК. В последнее время понятия «цифровая радиография», ЦИ нашли широкое распространение. Аппаратно-программные комплексы обработки рентгеновских пленок, их ЦИ находят все большее распространение [2–6]. Сейчас ЦИ получают тремя разными технологиями (рис. 1–3), приемы их обработки являются общими, и это является важным направлением в современной радиационной дефектоскопии. Чаще всего ЦИ получают оцифровкой рентгенограмм. Реже при обработке скрытого изображения, считываемого с запоминающих пластин многократного использования, либо от цифровых детекторов флэш-радиографии.

Полученное любым из трех указанных способов ЦИ должно быть одинаково интерпретировано. Результаты обработки ЦИ радиографии должны быть не хуже по чувствительности и разрешающей способности, чем результат, получаемый на негатоскопе от радиографической пленки, т.е. изображения на ЦИ стандартных эталонных образцов должны быть идентичны изображениям на рентгеновских пленках.





Рис. 1. Традиционная схема радиографического контроля с использованием пленки и оцифровки рентгенограмм

Способы получения ЦИ результатов радиационного контроля в электронном виде разные, но принципы обработки и последующей расшифровки этих изображений одинаковые [1–7].

На рис. 1 приведена классическая технологическая схема получения ЦИ за счет оцифровки пленочных рентгенограмм. Эта технология распространена во всем мире, требует подготовки кассеты с пленкой и экранами. После просвечивания следуют процедуры химической обработки, сушки пленки, считывание информации на негатоскопе и оцифровывание результатов с помощью соответствующего компьютерного комплекса. Этой длительной и дорогой технологией пользуются во всех отраслях промышленности в основном из-за возможности компактного архивирования результатов НК в электронном виде и для получения дополнительной информации, которую нельзя получить без оцифровки.

На рис. 2 приведена схема более совершенной технологии получения ЦИ на основе запоминающих пластин. По сравнению с предыдущей схемой получения ЦИ данная технология обеспечивает возможность многократного использования промежуточного носителя информации. Здесь отсутствует мокрый процесс проявки. Это ускоряет контроль, но не удешевляет его, требует более высокой квалификации персонала, много времени на вспомогательные операции и дорогого считывающего оборудования. Часто запоминающие пластины имеют собственные дефекты.

Высоко оценивая возможности получения дополнительной информации при обработке ЦИ и архаичность оцифровки пленочных изображений, мировые производители пленки, такие фирмы как «Agfa», «Fudje», «Kodak» и др. пошли по пути замены пленки на запоминающие полупроводниковые пластины многократного использования.

На рис. 3 приведена схема технологии мгновенной (флэш) цифровой радиографии на основе флюороскопических и твердотельных детекторов [1–3]. Это самый быстрый и самый дешевый способ получения ЦИ внутренних дефектов сварных соединений, не требующий обрабатывающего и считывающего оборудования и соответствующего вспомогательного времени.

Оба новых вида беспленочного радиационного контроля (рис. 2, 3) могут давать результаты лучше, чем результаты оцифрованного изображения, полученного с помощью рентгеновской пленки.

Качество рентгеновского изображения определяется по эталонам чувствительности (ГОСТ 7512–82). Классификация сварных соединений по результатам радиографического контроля осуществляется по ГОСТ 23055–78. Известно, что чем больше плотность почернения, чем больше экспозиция, тем больше информации содержит экспонированная пленка. Поэтому для оцифровки пленок, получения информативных их ЦИ нужен хороший сканер. Распространенные считывающие устройства, недорогие сканеры не могут обеспечить приемлемого качества оцифровки рентгеновских снимков, если их относительная плотность почернения выше, чем 3. Все попытки получения удовлетворительных ЦИ от более плотных пленок не увенчались успехом. Поэтому в пленочном варианте (рис. 1) удовлетворительное ЦИ возможно, если оптическая плотность пленок находится только в диапазоне 1,5...2,5. При таких значениях шумы оцифровщика не вносят непоправимых искажений в ЦИ. Опыт оцифровки пленочных снимков с плотностью 3...3,2 уже показывает неудовлетворительные результаты, трудно воспроизводится тонкая информация. Например, теряются изображения мелких пор диаметром менее 0,2 мм, трещины с малым раскрытием. Таким образом, оцифровка пленок имеет существенные ограничения. Часть дефектов, обнаруживаемых с помощью негатоскопа, не обнаруживают-

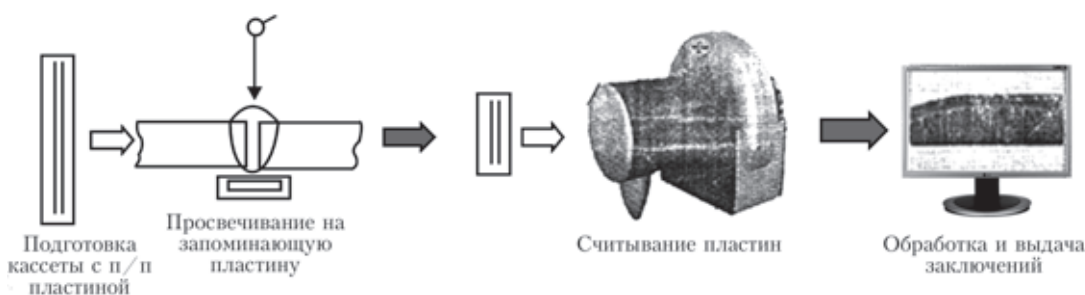


Рис. 2. Схема технологии просвечивания с использованием запоминающей пластины



ся на ЦИ. Это существенный недостаток традиционной пленочной радиографии.

Беспленочные технологии по схемам рис. 2, 3 не имеют этого недостатка, они отличаются большим динамическим диапазоном, что расширяет возможности НК. Опыт анализа ЦИ по технологическим схемам рис. 2 и 3 подтвердил, что выявляемость мелких пор, трещин и различных включений в сварных соединениях превышает информацию о них на пленке. Особенно велики перспективы технологии флэш-радиографии по рис. 3 на основе твердотельных или оптоэлектронных преобразователей, где после компьютерной обработки ЦИ есть возможность получить чувствительность до 0,1 % и выполнения контроля в движении. При этом повышается выявляемость дефектов за счет того, что человеческий глаз лучше различает движущиеся мелкие образы, чем в статике. При отсутствии промежуточных носителей информации во время просвечивания по схеме рис. 3 есть возможность изменять его направление, т.е. присутствует томографический эффект. Для трех технологий (рис. 1–3) полученное ЦИ легко архивируется, передается по интерне-



Рис. 3. Схема просвечивания без промежуточных носителей информации

ту. Скорость, стоимость получения одного ЦИ по технологическим схемам рис. 1–3 ориентировочно соотносятся, как 10:5:1, а стоимость оборудования для этих целей соответственно 5:20:1.

На рис. 4 приведены структурные схемы получения ЦИ радиационного контроля в электронном виде по трем описанным технологиям (рис. 1–3).

Общим недостатком первых двух технологий (рис. 1, 2) с промежуточным носителем информации является неочевидность правильности назначенного первичного режима просвечивания, необходимость повторного, подчас неоднократного, просвечивания для нахождения оптимальных значений анодного напряжения, времени экспозиции,

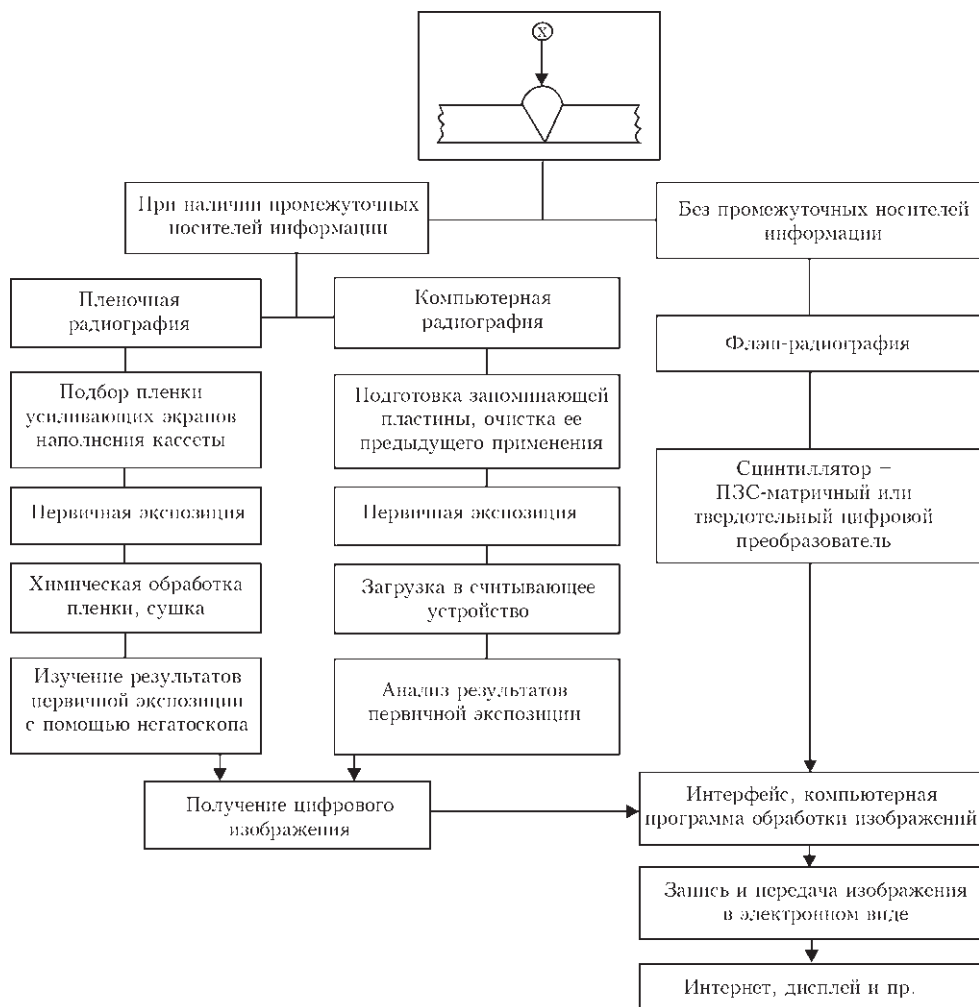


Рис. 4. Структурная схема технологических процедур получения результатов радиационного контроля в электронном виде при пленочной, компьютерной и флэш-радиографии



фокусного расстояния, а также вспомогательных процедур с носителем информации. Обычно оператору при получении для контроля нового, ранее не проходившего к нему объекта, необходимо правильно установить указанные параметры чаще всего подбором, неоднократно, т.е. с повторением всех подготовительных процедур перед просвечиванием. В случае технологии по рис. 3 параметры режима просвечивания могут уточняться в процессе просвечивания, наблюдая за изменениями в изображении на экране монитора. Так находятся оптимальные режимы, производится многокурсовое изучение образа внутреннего дефекта.

При флэш-радиографии [1] все три параметра или часть из них ( $U_a$ ,  $I$ ,  $t$ ) могут варьироваться, наблюдая за изменениями изображения на экране монитора в реальном времени. Это обстоятельство существенно сокращает время и расходные материалы. Кроме того, собственные артефакты пленок, экранов, запоминающих пластин, кассет в технологиях с промежуточными носителями информации трудно удаляемы и плохо определены. В случае изучения изображения в реальном времени, т.е. по технологии рис. 3, при возможности варьирования параметрами режима контроля артефакты детектора легко выявляются и в дальнейшем исправляются. Имеются алгоритмы работы с электронными изображениями, предусматривающие накопление и вычитание отдельных фрагментов в ЦИ.

Сравнению качества изображения, получаемого от различных детекторных систем, посвящена работа [2] проф. А.А. Майорова. Он отмечает, что для технологий без промежуточных носителей информации разработаны методики калибровки, вычитания собственных шумов преобразователей. Таким образом улучшают контактную чувствительность настолько, что удается отмечать изменения 1/1000 радиационной толщины, тогда как при использовании лучших пленок класса C1 по европейскому EN 584-1 и американскому ASTM E 1815 стандартам может быть достигнут лучший контраст 1/100.

Качество изображения [2] характеризуется многими специфическими показателями:

базовое пространственное разрешение (SRb), измеренное с помощью эталона с двойными проволочками (EN 462-5), и равное половине зарегистрированной нерезкости или эффективному размеру пикселя (в случае технологии по рис. 3). Разрешающая способность определяется расстоянием соседних элементов на изображении. Величина, обратная этому расстоянию, является пространственной частотой, измеряемой в парах линий на мм;

нерезкость изображения, которая имеет многофакторное происхождение из-за геометриче-

ских, проекционных обстоятельств, нерезкости детектора;

отношение сигнал/шум (SNR), которое зависит от экспозиции и качества радиационного тракта. Это отношение увеличивается как корень квадратный из площади работающих пикселей;

отношение контраст/шум (SNR), которое зависит от отношения сигнал/шум детектора и коэффициента поглощения материала объекта;

динамический диапазон. Это толщины объекта, доступные удовлетворительному анализу на одном изображении. Большой динамический диапазон дает существенные преимущества технологиям по схеме рис. 2, 3. Обычно большой динамический диапазон достигается за счет экспозиционной дозы, что в пленочных системах ограничено относительной плотностью почернения 3...4. Далее пленки делаются нечитаемыми. В случае цифровых детекторных систем (без промежуточных носителей) за счет компьютерных технологий «экспозиция», т.е. накопление информации, не имеет ограничений. При этом отношение сигнал/шум (SNR) растет как квадратный корень дозы. Это эквивалентно времени экспозиции или количеству усредненных изображений. Так достигается отношение SNR, равное нескольким тысячам и высокого качества ЦИ. На практике этот процесс ограничивается контрастной чувствительностью 0,1 %, что соответствует SNR порядка 1000.

Таким образом, бесспорно, что будущее за портативным рентгентелевидением без промежуточных носителей информации (запоминающих пластин, пленок и т.п.) с элементами сканирования, изменениями направления прохождения излучения через объект [8–11].

Схемы цифровой обработки ЦИ (рис. 4) не зависят от способа их получения практически одинаковые. Они включают операции оценки пригодности ЦИ, измерения интенсивности серого, оптической плотности и определения чувствительности. Цифровая шкала серого 16-битная [6], имеет 65 тыс. оттенков, а гистограмма ЦИ должна лежать примерно по центру этой шкалы, чтобы избежать недоэкспонирования или переэкспонирования. Центральное расположение гистограммы дает возможность более качественной цифровой обработки, т.е. позволяет проводить масштабирование интенсивности серого. Применяется операция калибровки по размеру, которая позволяет измерять дефекты, выполнять другие процедуры, несвойственные традиционной пленочной радиографии.

## Выводы

1. Самым информативным, с легко понимаемыми результатами, является радиографический метод





контроля сварных соединений. С помощью этого метода можно достичь разрешения порядка десяти пар линий на мм, что очень важно для обнаружения различных трещин в сварных конструкциях.

2. Одним из серьезных недостатков пленочной радиографии является необходимость в мощных излучателях света (негатоскопах) для того, чтобы увидеть дефекты объекта, зафиксированные рентгеновской пленкой. Причем, чем более темный снимок, тем больше он содержит информации о тонких дефектах. При относительной плотности почернения более 4 снимки делаются практически нечитаемыми. Этому недостатка лишены современные беспленочные технологии, обеспечивающие, кроме того, результат радиационного контроля в электронном виде без специальных оцифровывающих комплексов.

3. Электронная цифровая информация содержит наглядные радиационные изображения внутренних дефектов, расширяет возможности дефектоскопии, уменьшает скорость и стоимость контроля. При этом обеспечивается повышение как точности контроля, так и производительности. Особенно эффективна флэш-радиография [1–3] на основе портативного рентгентелевидения. При этом не требуются промежуточные носители информации (пленки, п/п пластины), используются те же источники излучения, которые применяются при пленочной радиографии. Появляется возможность рассмотрения внутренних дефектов в разных ракурсах, что недоступно другим методам НК.

4. Наиболее перспективной является флэш-радиография на основе портативной рентгентелевизионной техники с цифровыми твердотельными пре-

образователями. При этом может быть достигнута чувствительность до 0,1 % толщины просвечиваемого металла и разрешение, превышающее 10 пар линий на мм. Использование малогабаритных перемещаемых твердотельных преобразователей открывает новые технологические возможности в НК качества сварных соединений.

1. *Троицкий В.А.* Флэш-радиография // Территория ND. – 2013. – октябрь–декабрь. – С. 44–49.
2. *Майоров А.А.* Цифровые технологии в радиационном контроле // В мире неразруш. контроля». – 2009. – № 3. – С. 21–24.
3. *Современные системы радиационного неразрушающего контроля / В.А. Троицкий, С.Р. Михайлов, Р.А. Пастовенский, Д.С. Шило* // Техн. диагностика и неразруш. контроль. – 2015. – № 1. – С. 23–35.
4. *Степанов А.В., Ложкова Д.С., Косарина Е.С.* Компьютерная радиография результатов практических исследований возможности замены пленочных технологий. – М.: ВИАМ, 2010. – С. 11–14.
5. *Грудский А.Я., Величко В.Я.* Оцифровка радиографических снимков – это не очень просто // В мире неразруш. контроля. – 2011. – № 4. – С. 32–34.
6. *Особенности применения комплексов цифровой радиографии при неразрушающем контроле корпусного производства / Н.К. Цветкова, К.А. Новицкая, А.В. Кологов, В.Г. Смирнов* // Технология машиностроения. – 2014. – № 7. – С. 47–50.
7. *Варламов А.Н.* Опыт эксплуатации комплекса цифровой радиографии в полевых условиях // В мире неразруш. контроля. – 2014. – № 63. – С. 25–28.
8. *Майоров А.А.* Рентгеновское телевидение в промышленном НК // Там же. – 2007. – № 1(35). – С. 4–9.
9. *Zscherpel U., Ewert U., Bavendiek K.* Possibilities and Limits of Digital Industrial Radiology: The new high contrast sensitivity technique – Examples and system theoretical analysis. – Lyon, June, 2007.
10. *ГОСТ 27947–88.* Контроль неразрушающий. Рентгено-телевизионный метод. Общие требования. – М., 1988. – 11 с.
11. *ГОСТ 29025–91.* Дефектоскопы рентгентелевизионные. Общие технические требования. – М., 1991. – 12 с.

Поступила в редакцию 09.04.2015

## Методы и оборудование для неразрушающего контроля сварных соединений и металлоконструкций

Выявление поверхностных и подповерхностных дефектов производится капиллярным, тепловым, магнитопорошковым, вихретоковым и другими методами. Рентгеновская лаборатория института оснащена двумя высоковольтными рентгеновскими аппаратами (РАП-150/300 и «Экставолт-350») для радиографического и рентгентелевизионного контроля сварных и литых конструкций.

Герметичность сварных соединений и замкнутых объемов проверяют: газоаналитическим, манометрическим, пугерным, химическим и другими методами.

Обнаружение средствами компьютеризированного ультразвукового контроля коррозионных повреждений внутренних недоступных сторон трубопроводов, сосудов, реакторов, а также расслоений и массовых скоплений мелких несплошностей внутри металла.



E-mail: office@paton.kiev.ua



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

26 мая 2015 г. в Киеве в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины состоялась очередная ежегодная сессия Научного совета по новым материалам при Комитете по естественным наукам Международной ассоциации академий наук (МАН). В заседании сессии приняли участие более 100 ученых и специалистов в области материаловедения от академий наук, вузов и предприятий Беларуси, России и Украины.

Заседание сессии открыл заместитель председателя Научного совета по новым материалам академик Б.А. Мовчан. Борис Алексеевич напомнил, что это уже 20 сессия Научного совета и в этом году ее программа посвящена наноматериалам. Всего на пленарном заседании было представлено 9 докладов.

Академик НАН Беларуси А.Г. Чижик (Институт тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова, г. Минск, Беларусь) выступил с докладом «Диагностика наноструктурных материалов методом сканирующей зондовой микроскопии». Сканирующая зондовая микроскопия в Беларуси развивается, в основном, по двум направлениям: создание оборудования и методик контроля в субмикронной электронике и наноконтроль живых биоклеток. В результате исследований в институте тепло- и массообмена им. А.В. Лыкова для контроля изделий субмикро- и нанoeлектроники создан комплекс СЗМ-200. Разрабатывается силовая спектроскопия биологических клеток. Сравнение упругости нормальных и онкологических клеток позволяет выявить на ранней стадии возникновения раковых заболеваний.

Автор доклада сформулировал также концепцию развития зондовой нанодиагностики в Беларуси. В краткосрочной перспективе будут созданы новые приборы и разработаны методы, которые позволят характеризовать наноструктуры и локальные свойства материалов. В средне- и долгосрочной перспективе должны быть созданы диагностические комплексы для микроэлектроники и нанодиагностики, а также оборудование для наноиндустрии.

Академик НАН Украины Б.А. Мовчан (ИЭС им. Е.О. Патона, НАН Украины, г. Киев, Украина) представил на сессии доклад «Наноструктурные композиты: металлы в органике (электронно-лучевая технология)». Физические процессы испарения и конденсации различных веществ в вакууме открывают широкие технологические возможности конструирования композиционных материа-



Выступление академика Б.А. Мовчана при открытии сессии

лов с регулируемой укладкой атомов и молекул в твердофазные или жидкофазные наноразмерные структуры. В частности, электронно-лучевой метод нагрева и испарения в вакууме позволяет осаждать металлические наночастицы на поверхности жидких и твердых органических веществ и формировать соответствующие наноструктурные композиты органика/металл.

Получение наноструктурных композитов возможно по трем технологическим схемам: осаждение на поверхность жидкой дисперсионной среды, стабильной в вакууме; осаждение на поверхность порошков и гранул; осаждение на движущуюся ленту (на медицинский бинт).

В результате исследований разработаны жидкие композиты (коллоиды), содержащие жидкие неорганические вещества (политетрагидрофуран, глицерин, льняное масло и т.п.) и металлы (серебро, медь). Разработана технология получения дискретных и сплошных наноразмерных металлических покрытий на неорганических и органических порошках и гранулах. Препараты и субстанции с наночастицами металлов переданы медицинским учреждениям в Киеве, Харькове, Львове, Одессе, Полтаве. Дискретные металлические нанопокрывтия можно наносить на ткани. В частности, медицинский бинт с покрытием из серебра улучшает заживляемость ран.

Академик Б.А. Мовчан также отметил, что существующее электронно-лучевое оборудование для испарения и конденсации веществ в вакууме способно обеспечить развитие указанных направлений современного материаловедения и производства новых наноструктурных материалов.

Затем с докладом «Наноструктуры в полимерных системах» выступил чл.-корр. РАН С.С. Иванчев (Санкт-Петербургский филиал Институ-

та катализа им. Г.К. Борескова, РФ). Известно, что полимеры представляют собой особый класс материалов, структура которых отличается необычным многообразием (клубок, пачка, глобула, кристаллит). Физико-механические свойства полимерных систем зависят в первую очередь от молекулярного строения. Макромолекулярные образования и полимерные системы в силу особенностей своего строения всегда являются наноструктурными системами. Новые типы полимерных волокон нашли применение в индивидуальных и коллективных средствах бронезащиты (пуленепробиваемые и противоосколочные бронезилеты, боевые шлемы, бронепластины, пуленепробиваемые панели), авиа- и ракетостроении (элементы конструкций ракет и самолетов, парашютное оснащение, авиационные ремни и тросы), судостроении (корпуса катеров и яхт, надувные лодки, якорные и причальные канаты, буксировочные тросы, парусное оснащение, такелаж) и др.

В докладе чл.-кор. НАНУ *И.С. Чекмана* (Национальный медицинский университет им. Богомольца, г. Киев, Украина) «Нанонаука и нанофармакология: научно-практический аспект» было рассмотрено состояние научных исследований и внедрение их результатов в области нанофармакологии. Нанофармакология изучает свойства нанопрепаратов, исследует возможность их применения в медицинской практике для профилактики, диагностики и лечения различных заболеваний с контролем биологической активности, фармакологического и токсикологического действия полученных продуктов или медикаментов. Наночастицы могут легко проникать в организм человека и, кроме того, из-за большой площади поверхности могут быть биологически очень активными. В настоящее время исследования по фармакологии органических и неорганических наноматериалов интенсивно проводятся во многих странах.

В Украине научные исследования в области нанофармакологии проводятся в 17 институтах НАНУ, в 5 институтах Национальной академии медицинских наук и в 12 медицинских вузах.

В 2008 г по инициативе президента НАН Украины академика Б.Е. Патона Институтом электросварки им. Е.О. Патона и Национальным медицинским университетом им. А.А. Богомольца создана совместная лаборатория по нанофармакологии. В совместной лаборатории разработана оригинальная технология получения композитов нанометаллов с поливинилпирролидоном. Такие композиты устойчивы при хранении и проявляют выраженную фармакологическую активность.

Уже разработаны лекарственные формы (мази, гели, присыпки, капсулы, сиропы, растворы) нанопрепаратов металлов и их композитов с органиче-

скими веществами (антибиотики, аскорбиновая кислота, изониазид), которые составляют основу для дальнейшего изучения и внедрения в медицинскую практику. Установлено, что в данных врачебных формах наночастицы серебра, меди, и их композитов проявляют более выраженное противомикробное действие, чем эти металлы других размеров.

По мнению докладчика, многое мы можем заимствовать у природы. В частности, мембрана клетки это естественная наноструктура. Действительно, полупроницаемая мембрана всех клеток выполняет изолирующую функцию от внешнего мира. С другой стороны, мембрана способствует возникновению условий для взаимодействия с внешней средой благодаря ионным каналам. Согласно современным представлениям, мембрана является естественной наноструктурой, а ионные каналы — своеобразными природными нанотрубками.

Далее на сессии с докладом «Механизмы антибластного эффекта нанокompлексов на основе ортованадатов» выступил академик НАН Украины *А.Н. Гольцев* (Институт проблем криобиологии и криомедицины НАН Украины, г. Харьков, Украина). В настоящее время по смертности онкологические заболевания занимают одно из ведущих мест в мире. Наиболее распространенными в клинической практике методами лечения онкозаболеваний являются иммуно-, химио- и лучевая терапия, которая применяются самостоятельно или в комплексе с хирургическим вмешательством. Выяснение механизмов инициации и роста злокачественных новообразований, поиск путей инактивации этих процессов является сверхзадачей современной фундаментальной и прикладной медицины.

Злокачественные новообразования являются следствием экспансии стволовых раковых клеток (СРК), которые составляют менее 5 % общей популяции опухолевых клеток. Идентификация СРК и их инактивация является одной из основных задач современной онкологии. Именно такая концепция понимания проблемы легла в основу сформированного в настоящее время направления, названного тераностика, в рамках которого разрабатываются технологические подходы использования медпрепаратов и средств одновременной диагностики и терапии онкозаболеваний.

В Институте сцинтилляционных материалов НАН Украины впервые были синтезированы наночастицы на основе ортованадатов, активированные европием, которые способны проникать внутрь клеток, связываясь с внутриядерными структурами. В экспериментальных условиях *in vivo* продемонстрирована способность синтезированных гибридных нанокompлексов ортованадатов существенно ингибировать рост опухоли и повы-





шать выживаемость животных. Полученные результаты ориентируют исследователей на возможность применения синтезированных наноструктур в клинической онкологической практике.

Д-р физ.-мат. наук *В.К. Носенко* (Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев) представил на сессии доклад «Нанокристаллические магнитомягкие и высокопрочные сплавы на основе железа. Технологии получения и применение».

В Украине эксплуатируются более 100 000 трансформаторов низкого класса точности с сердечниками из трансформаторной стали, в которых общий недоучет электроэнергии составляет более 200 000 МВт·час. Для уменьшения потерь в энергетическом секторе Украины необходимо использовать в энергетике новые магнитно-мягкие аморфные и нанокристаллические ленточные сплавы вместо традиционных кристаллических материалов. Удельные потери на перемагничивание в аморфных и нанокристаллических сплавах меньше потерь в электротехнической стали в 3 и 8...15 раз, соответственно.

Основные задачи в области создания нанокристаллических магнитомягких и сплавов на основе железа:

- разработка новых ленточных сплавов с аморфной и нанокристаллической структурой, магнитные свойства которых превышают свойства традиционных кристаллических магнитомягких сплавов;

- исследования кинетики и механизмов формирования наноструктурных композитов при кристаллизации аморфных сплавов для оптимизации структуры и магнитных свойств;

- разработка методов (энергоэффективных технологий) скоростной закалки расплавов для получения АМС и НКС в промышленных количествах.

Широкое внедрение этих разработок будет способствовать решению проблемы энергосбережения за счет производства на базе новейших наноматериалов приборов и устройств различного назначения со значительно меньшими энергетическими потерями и материалоемкостью.

Д-р техн. наук *С.Е. Шейкин* (Институт сверхтвердых материалов им. В.Н. Бакуля НАН Украины) выступил на сессии с докладом «Деформационное наноструктурирование — эффективный метод создания высокофункциональных рабочих поверхностей титановых компонентов пар трения». Основная цель исследований — повышение работоспособности и ресурса титановых компонентов в медицинских и технических узлах трения путем модифицирования рабочей поверхности комбинированным воздействием поверх-

ностного пластического деформирования и насыщение элементами внедрения.

Исследования нанокристаллических материалов показали, что они имеют комплекс свойств принципиально отличных от крупнокристаллических аналогов.

Нанокристаллические материалы отличаются высокой твердостью и прочностью, улучшенными трибологическими характеристиками, сверхпластичностью при низких температурах и т.п. Таким образом, создание поверхностных нанокристаллических слоев является эффективным методом повышения ресурса и улучшения работоспособности деталей машин.

В заключение пленарного заседания с докладом «Новые полифункциональные полиуретановые наноматериалы» выступил канд. хим. наук *А.Н. Гончар* (Институт химии высокомолекулярных соединений НАН Украины). В ИХВС НАН Украины развиваются два направления создания полиуретановых наноматериалов:

- создание полиуретановых наноматериалов с повышенными прочностными и барьерными свойствами, в которых в качестве нанонаполнителя используется слоистый силикат — монтмориллонит;

- создание биологически активных полиуретановых наноматериалов с наночастицами металлов — серебра и меди.

Основная задача — обеспечение максимального совмещения неорганического компонента (монтмориллонита) с органическим (полимером).

Общая схема получения модифицированного монтмориллонита (ММТ) включает следующие этапы: исходные реагенты для синтеза модификатора предварительно растворяются в воде. В раствор добавляется природный монтмориллонит, в результате получают водную суспензию модифицированного ММТ, который затем высушивают.

Для синтеза металлосодержащего полиуретанового материала использовали насыщенный наночастицами металла (Ag, Cu) простой полиэфир — полиокситетраметилэтиленгликоль. Микробиологические испытания образцов полиуретановых наноматериалов показали их большую перспективность при лечении различных заболеваний.

Закрыл пленарное заседание сессии Научного совета по новым материалам чл.-кор. НАН Беларуси *С.С. Писецкий* (Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого, г. Гомель, Беларусь). Он сказал, что на пленарном заседании были заслушаны доклады по большой программе. Участниками сессии было получено много полезной информации по наноматериалам для медицины и техники. С.С. Писецкий поблагодарил докладчиков и участников сессии за плодотвор-

ную работу и пожелал им успехов в дальнейшей работе.

По предложению чл.-кор. РАН *С.С. Иванчева* следующее заседание сессии Научного совета по новым материалам в 2016 г. будет посвящено гибридным материалам.

Участники сессии имели возможность в ходе дискуссии обменяться мнениями о прочитанных докладах, о состоянии работ в области разработ-

ки новых материалов в своих странах, оценить работу Научного совета по новым материалам, высказать пожелания по ее улучшению. Проводимые ежегодно сессии Научного совета по новым материалам МААН позволяют сохранять и развивать творческие связи между учеными различных стран, способствуют интенсификации информационного обмена между ними.

И.А. Рябцев, д-р. техн. наук

## VIII МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ МОЛОДЫХ УЧЕНЫХ И СПЕЦИАЛИСТОВ «WRTYS-2015. СВАРКА И РОДСТВЕННЫЕ ТЕХНОЛОГИИ»

20–22 мая 2015 г. на базе санатория «Ворзель НАН Украины» состоялась VIII Международная конференция молодых ученых и специалистов «WRTYS-2015. Сварка и родственные технологии», которая проводилась в рамках Фестиваля науки-2015 и посвящена памяти доктора технических наук Леонида Сергеевича Киреева — известного ученого материаловеда, который приложил много усилий для обеспечения плодотворной работы молодых ученых в области сварки и родственных технологий.

Организатором конференции выступил Совет молодых ученых Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины при поддержке дирекции института, Национальной академии наук Украины и в сотрудничестве с Представительством «Польская академия наук» в г. Киеве. Конференцию поддержали также государственное предприятие «Научно-производственный центр «Титан», государственное предприятие «Опытное конструкторско-технологическое бюро ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины» и ООО «Технологии высоких энергий», Профком ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины.

С приветственным словом на открытии конференции выступил заместитель директора ИЭС им. Е.О. Патона, академик НАН Украины *И.В. Кривцун*. Игорь Витальевич подчеркнул необходимость проведения подобного рода мероприятий с целью обмена опытом и установления научных и производственных контактов между сотрудниками различных учреждений и организаций. Также при открытии конференции с приветственным словом выступили директор Представительства «Польская академия наук» в г. Киеве проф. *Г. Собчук* и декан сварочного факультета НТУУ «КПИ» *С.К. Фомичев*, которые подчеркнули актуальность обмена знаниями, опытом и новыми открытиями



Выступление академика НАН Украины И.В. Кривцуна при открытии конференции

между молодыми учеными Украины и их сотрудничество с зарубежными коллегами. В рамках работы секций с лекциями выступили ведущие ученые в области сварки и родственных технологий, среди которых член-корреспондент НАН Украины *В.М. Нестеренков*, проф. *Л.Б. Медовар*, проф. *В.В. Квасницкий* и *В.Ю. Хаскин*.

На конференции рассматривались результаты исследований молодых ученых по следующим направлениям: прогрессивные технологии соединения материалов и родственных технологий (в частности нанотехнологии), процессы современной электрометаллургии, новые материалы и процессы их получения, техническая диагностика и неразрушающий контроль качество и надежности конструкций, современное оборудование и источники питания для сварки и родственных технологий и др.

Для участия в конференции было заявлено около 300 тезисов докладов из 14 стран (Украина, Армения, Беларусь, Германия, Грузия, Индия, Канада, Китай, Литва, Мексика, Польша, Россия, Сербия, Узбекистан), из более чем 60 организаций, которые представляли ведущие акаде-



Участники конференции

мические институты, государственные научные центры и вузы, частные организации и промышленные предприятия (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины, НТУУ «КПИ», ИПМ им. И.М. Францевича НАН Украины, ИСМ им. В.М. Бакуля НАН Украины, Национальный университет «Львовская политехника», Институт сварки в Гливице, Польша, Университет в Белграде, Сербия, ОАО «Мотор Сич», ГП «Антонов» и др.). Непосредственно в работе конференции приняли участие 150 специалистов из разных регионов Украины, Польши и Сербии. Всего за три рабочих дня конференции были заслушаны более 80 докладов (около трети докладов было представлено на английском языке).

Доклады молодых ученых отличались высоким научно-техническим уровнем. Среди лучших были отмечены доклады: 1 место — М. Хохлова «Технологические свойства сверхлегких по-

ристых материалов» (ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины), 2 место — J. Picula «Finite element modeling of friction stir welding – thermomechanical analysis» (Институт сварки в Гливице, Польша), 3 место — Д. Ермоленко «Моделирование влияния тугоплавких неметаллических инокулянтов на развитие первичной структуры металла шва ВМНЛ сталей» (ИЭС им.Е.О. Патона НАН Украины).

Кроме того, в рамках конференции было проведено заседание совета молодых ученых Отделения физико-технических проблем материаловедения НАН Украины.

По результатам конференции было принято решение о проведении следующей IX Международной конференции молодых ученых и специалистов «WRTYS-2017. Сварка и родственные технологии» в мае 2017 г.

А.А. Полишко, А.В. Бернацкий

## МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «НАПЛАВКА. — НАУКА. ПРОИЗВОДСТВО. ПЕРСПЕКТИВЫ»

С 16 по 17 июня 2015 г. в ИЭС им. Е.О. Патона НАН Украины состоялась Международная конференция «Наплавка. — Наука. Производство. Перспективы». Организаторами конференции выступили ИЭС им. Е.О. Патона, Международная Ассоциация «Сварка», Ассоциация «Электрод», Общество сварщиков Украины, Российское научно-техническое сварочное общество. В работе

конференции приняло участие около 100 специалистов из Украины, Австрии, Германии, Литвы, Польши, России и Франции. Было заслушано 40 пленарных докладов по следующими направлениям: теоретические проблемы наплавки; новые наплавочные материалы; новые технологические процессы наплавки; опыт применения технологий наплавки в различных отраслях промышленности





Выставка материалов, оборудования и технологий во время проведения конференции

(металлургия, горнодобывающая промышленность, нефтехимия, транспорт, машиностроение); оборудование для механизированных и автоматизированных процессов наплавки; системы контроля и управления технологическими процессами наплавки; работоспособность; ресурс эксплуатации наплавленных деталей; особенности эксплуатационных разрушений наплавленных деталей; нормативные документы, в том числе международного уровня, для выполнения наплавочных работ.

С докладами, представленными на конференции, можно ознакомиться в специальном выпуске журнала «Автоматическая сварка» №5-6, 2015 г., изданного к началу работы конференции.

Открыл конференцию акад. *К.А.Ющенко* (ИЭС им. Е.О. Патона, Киев, Украина) обзорным докладом «Некоторые базовые направления развития принципов и процессов наплавки», в котором акцентировал внимание участников конференции на новых подходах к решению современных проблем с использованием наплавки. Следует отметить доклады-презентации, которые вызвали большой интерес у участников конференции, но не вошли в сборник трудов конференции: «Современные методы наплавки в промышленности» *В.Л. Бондаренко, К.Ю. Корзин* (ООО «Фрониус Украина», Киевская обл., с. Княжичи); «Оценка де-



СМТ наплавка

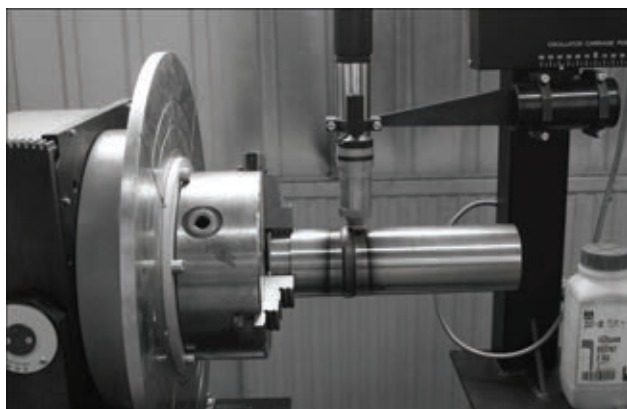
фектов при наплавке» *Р. Росерт* (Dr. Rosert RCT GmbH, Дрезден, Германия); «3D лазерная аддитивная обработка. Новый этап дальнейшего развития машиностроения» *В.С. Коваленко* (НТУУ «КПИ», Киев, Украина); «Модернизация процесса плазменно-порошковой наплавки на оборудовании Kennametal Stellite» *А. Павленко, Е. Дубинина* (Kennametal Stellite GmbH & Co. KG, Кобленц, Германия); «Порошковая проволока для наплавки и ремонта деталей из углеродисто-марганцовистых сталей» *Н.А. Соловей* (ООО «НПФ «Элна», Киев, Украина).

Инновационные подходы были представлены в двух докладах специалистов НТТУ «КПИ»: «Износостойкая наплавка с вводом в сварочную ванну нанооксидов» *В.Д. Кузнецов* (НТТУ «КПИ», Киев, Украина) и «Возможности лазерного излучения для повышения качества электродной проволоки» *С.Б. Шевченко<sup>1</sup>, И.В. Кривцун<sup>1</sup>, Л.Ф. Головкин<sup>1</sup>, А.Н. Лутай<sup>1</sup>, В.П. Слободянюк<sup>2</sup>* (<sup>1</sup>НТУУ «КПИ», Киев, Украина, <sup>2</sup>ПАТ «ПлазмаТек», Винница, Украина).

От ИЭС им. Е.О. Патона наибольшее количество докладов было представлено отделом «Физико-металлургические процессы наплавки износостойких и жаропрочных сталей», рук. отдела *И.А. Рябцев* (10 докладов) и отделом «Наплавочные



Дуговая наплавка с импульсной подачей проволоки



Плазменно-порошковая наплавка



Завершение конференции — прогулка по р. Днепр

материалы и технологии наплавки металлов», рук. отдела *А.П. Жудра* (3 доклада).

Во время проведения конференции была организована выставка материалов, технологий и оборудования для наплавки с образцами продукции организаций-участников конференции, на которой были продемонстрированы разработки ряда отделов ИЭС им. Е.О. Патона, ОКТБ ИЭС им. Е.О. Патона, ОЗСО ИЭС им. Е.О. Патона, а также ООО «ТМ. Велтек», ООО «ВИТАПОЛИС», ООО «МИГАТЕХ Индустрия», ООО «Навко-Тех», ООО «Плазма-Мастер», ПАО «ПлазмаТек», ООО «Фрониус Украина», ООО «Фрунзе-Электрод», ООО НПФ «Элна», ООО «ЭСАБ Украина». Во время проведения выставки на стенде журнала «Автоматическая сварка» можно было оформить подписку на книги и журналы в области сварки и родственных технологий, изданные за последние годы, а также ознакомиться с вышедшим в свет сборником «Наплавка. Технологии. Материалы. Оборудование» (составители: *И.А. Рябцев, И.А. Кондратьев, Е.Ф. Переплетчиков, Ю.М. Кусков*). Сборник включает 119 статей сотрудников отдела «Физико-металлургические процессы наплавки износостойких и жаропрочных сталей» ИЭС им. Е.О. Патона, в котором обобщен и структурирован многолетний опыт в области исследований и разработки новых способов наплавки, наплавочных мате-

риалов, технологий наплавки и создания наплавочного оборудования.

16 июня на базе Межотраслевого учебно-аттестационного центра ИЭС им. Е.О. Патона были проведены демонстрации действующего оборудования: СМТ наплавка (ООО «Фрониус Украина»); плазменно-порошковая наплавка с демонстрацией наплавленных деталей и линейки выпускаемых плазмотронов для наплавки (ООО «Плазма Мастер», Киев, Украина); наплавка с импульсной подачей электродной проволоки (отдел «Физико-механические исследования свариваемости конструкционных сталей» ИЭС им. Е.О. Патона).

В период работы конференции, 16 июня, состоялось Совещание специалистов предприятий-членов ассоциации «Электрод» и ИЭС им. Е.О. Патона. Обсуждалось текущее состояние деятельности ассоциации и направления совершенствования работы, а также приближающийся 25-летний юбилей со дня ее организации и проведение по случаю юбилея конференции в г. Ростов Великий в 2016 г. На совещании было подписано Соглашение о сотрудничестве между Обществом сварщиков Украины и ассоциацией «Электрод».

Конференция проходила в творческой, дружеской атмосфере и закончилась вечерней прогулкой на теплоходе «Каштан-5» по Днепру.

А. Зельниченко, В. Липодаев



## ПОДПИСКА 2015 — 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. | 3600 руб.    | 7200 руб. | 90 дол. США               | 180 дол. США |

В стоимость подписки включена стоимость доставки заказной бандеролью.

Подписку на журнал «Автоматическая сварка» можно оформить непосредственно через редакцию или по каталогам подписных агентств «Пресса», «Идея», «Прессцентр», «Информ-наука», «Блицинформ», «Меркурий» (Украина) и «Роспечать», «Пресса России» (Россия).



Подписка на электронную версию журнала «Автоматическая сварка»  
на сайте: <http://www.patonpublishinghouse.com>

В открытом доступе выпуски журнала с 2009 по 2013 гг. в формате \*.pdf.

Журнал «Автоматическая сварка» реферируется и индексируется в базах данных «Джерело» (Украина), ВИНТИ РЖ «Сварка» (Россия), INSPEC, «Welding Abstracts», ProQuest (Великобритания), EBSCO Research Database, CSA Materials Research Database with METADEX (США), Questel Orbit Inc. Weldasearch Select (Франция); представлен в РИНЦ (Российский индекс научного цитирования), «Google Scholar» (США); реферируется в журналах «Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach» (Польша) и «Rivista Italiana della Saldatura» (Италия); освещается в обзорах японских журналов «Journal of Light Metal Welding», «Journal of the Japan Welding Society», «Quarterly Journal of the Japan Welding Society», «Journal of Japan Institute of Metals», «Welding Technology».

## РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

#### Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×190 мм) 700\$
  - Вторая (550\$), третья (500\$) и четвертая (600\$) страницы обложки (200×290 мм)
  - Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм) 400\$
  - Вклейка А4 (200×290 мм) 340\$
  - Разворот А3 (400×290 мм) 500\$
  - 0,5 А4 (185×130 мм) 170\$
- #### Технические требования к рекламным материалам
- Размер журнала после обреза 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
- 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

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу
- 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

#### Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84  
E-mail: [journal@paton.kiev.ua](mailto:journal@paton.kiev.ua)  
[www.patonpublishinghouse.com](http://www.patonpublishinghouse.com)

© Автоматическая сварка, 2015

Подписано к печати 25.06.2015. Формат 60×84/8. Офсетная печать.  
Усл. печ. л. 9,00. Усл.-отт. 10,4. Уч.-изд. л. 10,20 + 1 цв. вклейка.  
Печать ООО «Фирма «Эссе».  
03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.