



РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

ИЗДАТЕЛЬ:

Международная ассоциация
«Сварка»

Адрес редакции:

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

Редакторы:

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности не несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

СВАРОЧНОМУ ФАКУЛЬТЕТУ ПГТУ — 40

<i>Гулаков С. В., Шаферовский В. А.</i> Подготовка кадров на сварочном факультете ПГТУ	3
<i>Роянов В. А.</i> К 65-летию кафедры оборудования и технологии сварочного производства ПГТУ	6
<i>Иванов В. П., Иващенко В. Ю.</i> Влияние технологии наплавки и термообработки на структуру и свойства металла, наплавленного ленточным электродом ЛН-02Х25Н22АГ4М2 на углеродистую сталь	9
<i>Степнов К. К., Матвиенко В. Н., Олдаковский А. И.</i> Модифицирование среднехромистого наплавленного металла	12
<i>Малинов В. Л.</i> Влияние марганца на структуру и износостойкость наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали	15
<i>Чейлях Я. А., Чигарев В. В.</i> Структура и свойства наплавленной износостойкой Fe—Cr—Mn стали с регулируемым содержанием метастабильного аустенита	20

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<i>Махненко В. И., Великоиваненко Е. А., Миленин А. С., Олейник О. И., Розынка Г. Ф., Пивторак Н. И.</i> Допускаемое давление для заполнителя герметичных муфт, используемых при ремонте магистральных трубопроводов	25
<i>Неклюдов И. М., Борц Б. В., Ткаченко В. И.</i> Особенности формирования соединения разнородных металлов при сварке горячей прокаткой в вакууме	31
<i>Рябцев И. А., Кондратьев И. А., Осин В. В., Гордань Г. Н.</i> Износо- и термостойкость наплавленного металла типа графитизированных сталей	38
<i>Запорожец Т. В., Гусак А. М., Устинов А. И.</i> Условия распространения фронта реакции СВС в нанослойных фольгах, контактирующих с теплопроводящим материалом	43
<i>Покляцкий А. Г.</i> Особенности распределения температур в тонколистном алюминиевом сплаве АМг5М при сварке трением с перемешиванием	48

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

<i>Кривчиков С. Ю.</i> Разработка способов устранения деформации коленчатых валов при широкоослойной наплавке	52
---	----

ХРОНИКА

Международные конкурсы молодых сварщиков в Чехии	56
Технологический семинар по автоматизации и роботизации сварочных процессов	57
Совместное заседание Президиума РАН и Президиума НАН Украины	59
Семинар Общества сварщиков Украины	60
Украинско-польская научно-техническая конференция	62
П. А. Витязю — 75	63
Н. П. Алешину — 70	65
В. А. Роянову — 70	66
Лауреаты Государственной премии Украины	67

ИНФОРМАЦИЯ	68
------------------	----

Avtomaticheskaya Svarka

№ 8 (700)
August 2011
Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:

International Association «Welding»

Address of Editorial Board:

11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine
Tel.: (38044) 200 63 02, 200 82 77
Fax: (38044) 200 54 84, 200 82 77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
http://www.nas.gov.ua/pwj

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushina
Electron galley:
I. R. Naumova,

I. V. Petushkov, A. I. Sulima

State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved

This publication and each of the articles
contained here in are protected
by copyright

Permission to reproduce material
contained in this journal must be obtained
in writing from the Publisher

CONTENTS

WELDING FACULTY of PSTU is 40

<i>Gulakov S. V., Shaferovsky V. A.</i> Training of specialists at the Welding Department of the Priazovsky State Technical University	3
<i>Royanov V. A.</i> To the 65th anniversary of the Welding Equipment and Technology Chair of the Priazovsky State Technical University	6
<i>Ivanov V. P., Ivashchenko V. Yu.</i> Effect of the technology of surfacing and heat treatment on structure and properties of metal deposited on carbon steel by using strip electrode LN-02Kh25N22AG4M2	9
<i>Stepnov K. K., Matvienko V. N., Oldakovsky A. I.</i> Modification of medium-chrome deposited metal	12
<i>Malinov V. L.</i> Effect of manganese on structure and wear resistance of deposited metal of the low-carbon steel type	15
<i>Cheilyakh Ya. A., Chigarev V. V.</i> Structure and properties of deposited wear-resistant Fe-Cr-Mn steel with controllable content of metastable austenite	20

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<i>Makhnenko V. I., Velikoivanenko E. A., Milenin A. S., Oleinik O. I., Rozyinka G. F., Pivtorak N. I.</i> Permissible pressure for filler of sealed sleeves used to repair main pipelines	25
<i>Neklyudov I. M., Borts B. V., Tkachenko V. I.</i> Peculiarities of formation of joints between dissimilar metals in vacuum hot roll welding	31
<i>Ryabtsev I. A., Kondratiev I. A., Osin V. V., Gordan G. N.</i> Wear and heat resistance of deposited metal of the graphitised steel type	38
<i>Zaporozhets T. V., Gusak A. M., Ustinov A. I.</i> Conditions for propagation of the SHS reaction front in nanolayered foils in contact with heat-conducting material	43
<i>Poklyatsky A. G.</i> Peculiarities of distribution of temperatures in thin-sheet aluminium alloy AMg5M in friction stir welding	48

BRIEF INFORMATION

<i>Krivchikov S. Yu.</i> Development of methods for elimination of distortions of crankshafts in wide-layer surfacing	52
---	----

NEWS

International courses for young welders in Czechia	56
Workshop on automation and robotization of welding processes	57
General Meeting of the Presidium of the Russian Academy of Sciences and Presidium of the National Academy of Sciences of Ukraine	59
Workshop at the Welding Society of Ukraine	60
Ukrainian-Polish Scientific and Technical Conference	62
P. A. Vityaz is 75	63
N. P. Alyoshin is 70	65
V. A. Royanov is 70	66
Laureates of the State Prize of Ukraine	67

INFORMATION	68
-------------------	----

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

Сердечно поздравляем преподавателей, сотрудников и студентов с 65-летием со дня создания кафедры оборудования и технологии сварочного производства (ОиТСП) и 40-летием сварочного факультета Приазовского государственного технического университета (ПГТУ)!

Создание в 1946 г. кафедры ОиТСП и организация в конце 1971 г. сварочного факультета имели большое значение для подготовки специалистов по сварке и родственным технологиям для промышленных предприятий юга и юго-востока Украины, в первую очередь Донбасса, а также быстро развивающихся металлургических и машиностроительных гигантов в Мариуполе, Донецке, Краматорске, Харькове, Луганске. За 65 лет кафедрой подготовлено около 6000 специалистов, многие из которых руководят крупнейшими стройками, предприятиями, возглавляют ряд высших учебных заведений. 115 выпускников кафедры и факультета стали кандидатами наук, 10 докторами наук и 11 профессорами. За последние пять лет преподавателями кафедры подготовлены 5 учебных пособий с грифом МОН Украины и 6 монографий. Мариупольская школа сварщиков получила признание далеко за пределами Украины.

Все эти годы кафедра ОиТСП и сварочный факультет сотрудничают с ведущими научными и учебными центрами Украины, Китая, Польши, Венгрии, Словакии, Чехии, Германии, активно участвуют в работе Международной ассоциации «Сварка».

Ниже публикуется подборка статей, позволяющая читателям журнала получить представление о направлениях и уровне научных исследований, которые проводятся в ПГТУ.

Институт электросварки им. Е. О. Патона
Редколлегия и редакция журнала

УДК 621.791:378.6.002.237

ПОДГОТОВКА КАДРОВ НА СВАРОЧНОМ ФАКУЛЬТЕТЕ ПГТУ

С. В. ГУЛАКОВ, д-р техн. наук, **В. А. ШАФЕРОВСКИЙ**, канд. техн. наук
(Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Описано поэтапное совершенствование системы подготовки студентов на сварочном факультете университета, особенности их специализации. В настоящее время подготовка кадров осуществляется в условиях многоуровневой системы высшего образования.

Ключевые слова: сварочное производство, высшее образование, подготовка кадров, бакалавры, специалисты, магистры, учебные программы, модульно-рейтинговая система

В Мариупольском (Ждановском) металлургическом институте первый выпуск инженеров-сварщиков состоялся в 1947 г. С каждым годом количество выпускаемых специалистов различных форм обучения увеличивалось и к настоящему времени выросло до 5000 человек. Ежегодный набор абитуриентов на сварочный факультет до 1996 г. составлял около 100 человек.

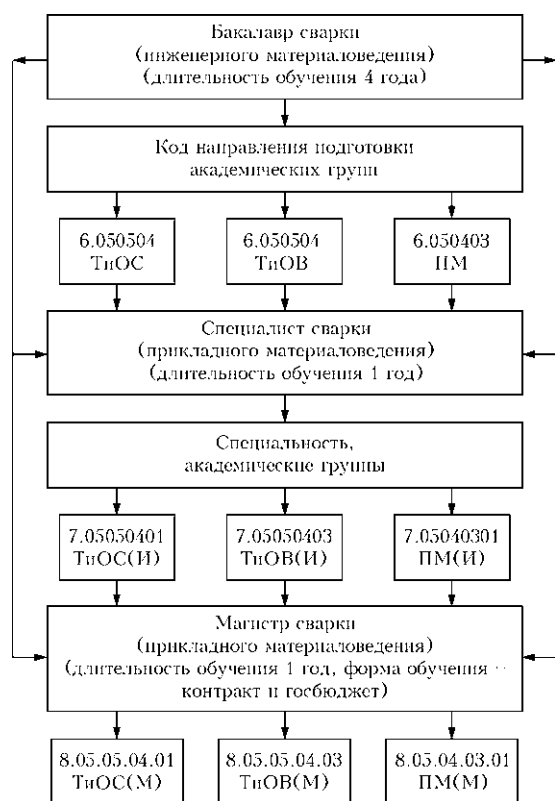
В 1994 г. Мариупольский металлургический институт был преобразован в Приазовский государственный технический университет (ПГТУ) и аттестован на IV уровень аккредитации. С 1993 по 1997 гг. сварочный факультет ПГТУ готовил бакалавров сварки по четырем специальностям:

- 8.092301 «Оборудование и технология сварочного производства»;
- 8.092302 «Технологические и металлургические процессы сварки»;
- 8.092303 «Автоматизированные электросварочные процессы и установки»;

8.092304 «Оборудование и технология повышения износостойкости и восстановления деталей машин», а также специалистов по техническим специальностям, называемых инженерами, магистров [1–3].

В конце 1998 г. в состав факультета вошла кафедра материаловедения. В том же году Министерством образования и науки Украины было принято решение об изменении ряда названий специальностей, в том числе и по направлениям подготовки 0923 «Сварка» и 0901 «Прикладное материаловедение». При этом специальность 8.092302 «Технологические и металлургические процессы сварки» перевели в одну из специализаций специальности 8.092301. Таким образом, с 1998 до 2010 гг. сварочный факультет ПГТУ осуществлял подготовку и выпуск бакалавров, специалистов (инженеров) и магистров по следующим специальностям:

- 8.092301 «Технология и оборудование сварки» (ТиОС);
- 8.092302 «Сварочные установки» (СУ);
- 8.092303 «Технология и оборудование для восстановления и повышения износостойкости машин и конструкций» (ТиОВ);
- 8.090101 «Прикладное материаловедение» (ПМ).



Структурная схема подготовки специалистов на сварочном факультете ПГТУ

С 2011 г. сварочный факультет ПГТУ будет осуществлять подготовку и выпуск бакалавров, специалистов и магистров по следующим специальностям:

- 8.05.04.01 «Технология и оборудование сварки»;
- 8.05.04.03 «Восстановление и повышение износостойкости деталей и конструкций»;
- 8.05.04.03.01 «Прикладное материаловедение».

До 2007 г. этап подготовки бакалавров по приведенным выше специальностям завершался выполнением выпускной (квалификационной) работы и последующей ее защитой перед государственной аттестационной комиссией при условии успешной сдачи экзаменационной сессии VIII семестра. Выпускная работа бакалавра являлась итоговой работой четырех лет обучения в вузе и имела своей целью систематизацию, закрепление и расширение теоретических знаний путем самостоятельной разработки вопросов по одной из отраслей сварочного производства, прикладного материаловедения, предусмотренных индивидуальным заданием, развитие расчетно-графических навыков у студентов и навыков самостоятельного решения технических, организационных, проектных и других задач.

Состав и объем выпускной работы определялся выпускающей кафедрой. Как правило, по структуре выпускная работа содержала поясни-

тельную записку объемом не более 60 с. и графическую часть объемом 4...5 листов формата А1.

С 2007 г. этап подготовки бакалавров по приведенным выше специальностям завершается сдачей государственного экзамена членам государственной аттестационной комиссии.

Бакалавры, имеющие базовое высшее образование, могут получить полное высшее образование и квалификацию специалиста по трем специальностям, пройдя второй этап обучения (рисунок) в течение двух семестров, которое завершается защитой дипломного проекта перед государственной экзаменационной комиссией.

Реализация программы подготовки магистров по сварочным специальностям началась в 1995 г. по специальным учебным планам на базе инженерного образования [1]. В соответствии с Постановлением Кабинета Министров Украины от 20 января 1998 г. № 65 «Положение об образовательно-квалификационных уровнях» на факультете с 1999 г. началась подготовка магистров на основе квалификации бакалавра и специалиста. Основными задачами, решаемыми при подготовке магистров, являются следующие:

- углубленное и специальное изучение проблем соответствующей отрасли науки;
 - узкая специализация в соответствующей отрасли знаний;
 - государственная подготовка к научно-педагогической деятельности в вузе и др.
- В целом подготовка магистров на факультете осуществляется по следующей схеме (рисунок):
- после получения квалификации бакалавра в течение одного учебного года (двух семестров) на госбюджетной основе;
 - после получения квалификации специалиста в течение одного учебного года (двух семестров) преимущественно на контрактной основе по индивидуальному учебному плану. Стоимость контракта примерно равна стоимости обучения специалиста.

В обоих случаях претенденты для поступления в магистратуру должны иметь положительную рекомендацию выпускающих кафедр и ученых советов Института металлургии и сварки ПГТУ (создан в феврале 2010 г.) и университета. Кроме того, университетом установлена квота приема в магистратуру, равная 20 % общего количества выпускников, имеющих высшее образование.

Магистерская подготовка завершается выполнением и защитой квалификационной работы перед государственной экзаменационной комиссией.

Качество подготовки кадров в условиях многоуровневой системы высшего образования, по нашему мнению, непосредственно связано с решением ряда задач [1]:

- повышением уровня подготовки абитуриентов;

— включением в состав студентов ПГТУ выпускников техникумов и обратная ротация студентов вуза в техникумы ПГТУ;

— обеспечением соответствия процесса подготовки специалистов стандартам европейского и международного уровней;

— повышением научно-педагогического уровня профессорско-преподавательского состава;

— совершенствованием учебного процесса путем применения современных средств технического обучения, в том числе и вычислительной техники;

— совершенствованием знания иностранных языков и улучшением экономического образования выпускников и др.

В течение последних восьми лет оправдывает себя практика включения выпускников техникумов в число студентов второго и третьего курсов. Как правило, эта категория студентов характеризуется достаточно серьезным отношением к занятиям и высоким уровнем практической подготовки. В 2000 г. окончательно согласованы учебные планы всех специальностей факультета первого и второго семестров и учебные планы техникумов ПГТУ с целью сокращения объема ряда дисциплин, которые необходимо досдать, и облегчения первого этапа обучения в вузе.

Для студентов младших курсов, не способных по каким-либо причинам продолжать обучение в университете, предоставляется возможность завершить свое образование в одном из техникумов ПГТУ. Это стало возможным после включения в состав университета в 1998 г. трех техникумов: механико-металлургического, машиностроительного, индустриального и технического лица.

Дальнейшее развитие высшего образования в Украине немыслимо без учета мирового и европейского опыта подготовки специалистов, а также требований международных стандартов в отношении образования и аттестации специалистов-сварщиков [1]. В этой связи представляется целесообразным участие нашего факультета в работе Международной ассоциации «Сварка» (МАС). Являясь около 15-ти лет членом МАС, факультет имеет реальную возможность устанавливать и поддерживать контакты с учеными и научно-производственными организациями в странах СНГ и дальнего зарубежья.

Основным требованием и важнейшим условием развития рыночной экономики является повышение качества выпускаемой продукции во всех отраслях промышленности. Продукция сварочного производства чаще всего относится к ка-

тегории ответственных конструкций. В связи с этим фактор соответствия этой продукции европейским и мировым стандартам представляется весьма актуальным.

Профессиональный уровень профессорско-преподавательского состава выпускающих кафедр сварочного факультета достаточно высок: 96 % состава преподавателей имеют степени кандидата и доктора наук. На кафедрах факультета работают 8 докторов наук, 9 профессоров. В настоящее время в аспирантуре обучаются 12 и в докторантуре — 3 человека. За последний пятилетний период более 30 преподавателей и научных сотрудников повысили свою квалификацию через систему постоянно действующих курсов в университете по направлениям: педагогическое мастерство, психология и педагогика, компьютерная подготовка и др.

По-прежнему (ситуация не изменялась с 1996 г.) [1] из-за финансовых трудностей не используется возможность повышения квалификации преподавателей в ведущих вузах Украины, стран СНГ и дальнего зарубежья, а также стажировка преподавателей на передовых предприятиях. По этой же причине материальная база выпускающих кафедр обновляется не так интенсивно, как этого требуют современные условия.

Модульно-рейтинговая система оценки знаний студентов, которая служит для поэтапной оценки знаний и уровня усвоения дисциплин, опробована в рамках факультета и в целом вуза в 1980-х годах и в настоящее время широко применяется на кафедрах факультета. Болонская система оценки знаний студентов введена в учебный процесс на всех курсах факультета и является достаточно эффективной.

В заключение следует отметить, что на факультете длительное время поддерживаются деловые и творческие связи с выпускниками, работающими в различных производственных организациях, коммерческих структурах, предприятиях и учебных заведениях, что позволяет выявить потребность в специалистах конкретной квалификации.

1. Белоусов Ю. В., Шаферовский В. А. Совершенствование подготовки кадров в условиях многоуровневой системы высшего образования // Автомат. сварка. — 1996. — № 8. — С. 6–8.
2. Размышляев А. Д., Шаферовский В. А. Тридцатилетие сварочного факультета Приазовского государственного технического университета // Там же. — 2001. — № 8. — С. 7–9.
3. Размышляев А. Д., Шаферовский В. А. Подготовка кадров на сварочном факультете // Там же. — 2006. — № 8. — С. 3–5.

Stage-by-stage improvement of the system of student training in the Welding Department of the University and features of their specialization are described. At present specialist training is performed under the conditions of multilevel system of higher education.

Поступила в редакцию 20.04.2011

К 65-ЛЕТИЮ КАФЕДРЫ ОБОРУДОВАНИЯ И ТЕХНОЛОГИИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА ПГТУ

В. А. РОЯНОВ, д-р техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Проанализирована работа кафедры оборудования и технологии сварочного производства Приазовского государственного университета на протяжении 65 лет. Рассмотрены задачи кафедры по подготовке специалистов по сварке и резке металлов.

Ключевые слова: сварочное производство, высшее образование, специализация, научные разработки

В 1946 г. в Ждановском металлургическом институте (с 1994 г. — Приазовский государственный технический университет (ПГТУ)) создана кафедра оборудования и технологии сварочного производства (ОиТСП), главной задачей которой являлась подготовка специалистов по сварке и резке металлов. В то же время на металлургическом комбинате им. Ильича завершилась подготовка к пуску трубосварочного цеха № 1, созданного по инициативе и при непосредственном участии академика Е. О. Патона.

Первым исполняющим обязанности заведующего кафедрой в 1946 г. был назначен инженер А. Я. Шадрин, которого в том же году сменил канд. техн. наук, доц. П. С. Елистратов. Первая защита дипломных проектов по новой специальности состоялась в 1947 г. Первые пять выпускников кафедры (Д. П. Антонец, А. А. Фильчаков, К. И. Коротков, Ю. Н. Грищенко, Д. А. Роговин) стали крупными специалистами и организаторами сварочного производства, два из них (Д. П. Антонец и Д. А. Роговин) защитили кандидатские диссертации.

В августе 1952 г. заведующим кафедрой был избран К. В. Багрянский. С его приходом расширились и укрепились связи кафедры с ИЭС им. Е. О. Патона, МВТУ им. Н. Э. Баумана, Киевским политехническим институтом, а также многими предприятиями города и страны. При содействии академика Б. Е. Патона был построен сварочный корпус, что позволило уже в 1960-х годах улучшить уровень подготовки специалистов, а кафедре стать одной из ведущих кафедр сварочного профиля. Вместе с К. В. Багрянским работали такие талантливые педагоги и ученые, как канд. техн. наук, доц. З. А. Добротина, Д. С. Кассов, Г. С. Кузьмин, преподаватели П. Ф. Лаврик, А. А. Фильчаков, В. А. Муратов, В. Т. Сопин. С 1968 г. начата подготовка инженеро-

сварщиков по новой специальности — «Металлургия и процессы сварочного производства».

В 1960-е годы научная деятельность кафедры стала стремительно развиваться. В эти годы процесс сварки никеля под керамическим флюсом был успешно внедрен на заводе «Большевик», г. Киев (руководитель работы — канд. техн. наук, доц. Г. С. Кузьмин). Под руководством канд. техн. наук, доц. Д. С. Кассова разработан способ сварки и наплавки медных сплавов под керамическим флюсом, который успешно применяли на металлургических заводах Украины. В. Я. Зусиным и А. Д. Корнеевым разработан способ сварки алюминия под слоем флюса, который использовали при сварке элементов токоведущих шин Братской ГЭС. Внедрен процесс наплавки под керамическим флюсом при восстановлении прокатных валков и деталей оборудования на металлургическом заводе в Рустави (Грузия), комбинатах им. Ильича и «Азовсталь» в Мариуполе, Енакиевском металлургическом заводе, горно-обогатительном комбинате в Усть-Каменогорске (Казахстан). Доц. А. А. Фильчаков руководил исследованиями по разработке и внедрению новых марок электродов на заводе «Азовмаш», канд. техн. наук, доц. К. А. Олейниченко — разработкой методики количественного определения вредных выделений при сварке. Ими также предложены рекомендации по улучшению условий труда сварщиков.

За период 1955–1980 гг. на кафедре подготовлено и защищено 30 кандидатских диссертаций и одна докторская диссертация, опубликованы следующие издания: учебник К. В. Багрянского, З. А. Добротина, К. К. Хренова «Теория сварочных процессов», который был трижды переиздан; учебное пособие А. Н. Серенко, М. Н. Крумбольта, К. В. Багрянского «Расчет и проектирование сварных конструкций», монографии К. В. Багрянского, Г. С. Кузьмина «Сварка никеля и его сплавов» и К. В. Багрянского «Керамические флюсы для сварки и наплавки».

В 1971 г. при кафедре организована отраслевая научно-исследовательская лаборатория наплавки, задачей которой являлась разработка новых тех-

нологий наплавки и наплавочных материалов, автоматизированного оборудования для восстановления и ремонта деталей металлургических агрегатов. Возглавляет лабораторию канд. техн. наук, доц. В. Н. Матвиенко.

С 1973 по 1979 гг. кафедрой руководил канд. техн. наук А. Н. Серенко. В этот период были проведены исследования статической и динамической прочности сварных соединений и конструкций, начаты работы по исследованию однопроходной сварки сталей толщиной 40 мм и более с программированием процесса. Результаты исследований были обобщены в кандидатских диссертациях В. А. Шаферовского и А. Скипичика (Польша), а также нашли практическое применение на комбинате «Азовмаш» и судостроительном заводе «Залив».

В 1980 г. кафедру возглавил Л. К. Лещинский. Совместно с отраслевой лабораторией наплавки разработаны новые керамические флюсы и порошковые проволоки для электродуговой наплавки прокатных валков и деталей металлургического оборудования.

Проведены исследования процессов наплавки и сварки ленточным электродом под флюсом, результаты которых внедрены на машиностроительных и металлургических предприятиях и обобщены в кандидатских диссертациях Ю. В. Белоусова, В. И. Щетининой, В. Н. Матвиенко, В. П. Лаврика, А. В. Зареченского. Активно велись работы по совершенствованию оборудования для автоматизации процессов наплавки и управлению качеством наплавленного металла. Их результаты отражены в докторской диссертации С. В. Гулакова.

Получили широкое развитие научные исследования в области плазменного упрочнения изделий, в том числе после наплавки. Их результаты изложены в монографии Л. К. Лещинского, С. С. Самоутугина, И. И. Пирча, В. И. Комара «Плазменное поверхностное упрочнение».

С 1985 г. кафедру ОиТСП возглавляет д-р техн. наук, профессор, почетный доктор Донецкой государственной машиностроительной академии В. А. Роянов. С его участием расширена и укреплена материальная база кафедры, в учебный процесс включены дисциплины по роботизации сварочного производства. В учебном процессе используют вычислительную технику и новые информационные технологии для выполнения курсовых и дипломных про-



Коллектив кафедры ОиТСП ПГТУ

ектов. Разработаны порошковые проволоки для электродуговой металлизации, которые широко используют в Киевском объединении «Киевтрактордеталь», на авторемонтных предприятиях Полтавы, Ташкента и других городов. Результаты исследований обобщены в кандидатской диссертации Е. В. Войцеховского и докторской В. А. Роянова. Проводится активная работа по внедрению в учебный процесс элементов Болонского процесса обучения. Внедряется кредитно-модульная система обучения, разработаны и изданы методические пособия по самостоятельной работе студентов, совершенствуются учебные планы.

За период 1998–2001 гг. на кафедре защитили докторские диссертации С. В. Гулаков, В. А. Роянов, Л. К. Лещинский, А. Д. Размышляев, С. С. Самотугин. А. Н. Серенко присвоено ученое звание профессора. Открыта докторантура, в которой завершают работы над докторскими диссертациями два докторанта. При кафедре действует специализированный совет по защите кандидатских и докторских диссертаций по специальности



Посещение кафедры ОиТСП народным депутатом Украины Б. А. Олійником: слева направо: ст. преподаватель В. П. Семенов, зав. кафедрой В. А. Роянов, ректор ПГТУ В. С. Волошин, Б. А. Олійник, проректор А. П. Чейлах



Студенты кафедры в лаборатории наплавки

05.03.06 «Сварка, родственные процессы и технологии».

За последние три года подготовлены и изданы учебные пособия с грифом Министерства образования и науки Украины: «Сварка. Введение в специальность» (А. Н. Серенко, В. А. Роянов), «Возникновение дефектов при сварке и родственных процессах», «Дефекты та якість при зварюванні та споріднених процесах» (В. А. Роянов, В. Я. Зусин, С. С. Смотугин, «Сварка и наплавка алюминия и его сплавов» (В. Я. Зусин, В. А. Серенко), «Ремонт машин с применением сварки и родственных технологий» (В. А. Роянов, Г. Г. Псарас, В. К. Рубайло) и монография А. Д. Размышляева «Магнитное управление формированием швов при дуговой сварке».

За 65 лет коллективом кафедры подготовлено около 6000 инженеров, в том числе для стран Европы, Азии, Африки и Латинской Америки, 42 кандидата наук, защищено восемь докторских диссертаций, опубликовано более 30 учебников и монографий, 760 научных статей, свыше 280 разработок защищено авторскими свидетельствами и зарубежными патентами.

Успешно защитили докторские диссертации выпускники кафедры А. Д. Чепурной, Т. Г. Крав-

цов, В. Я. Зусин, В. И. Щетинина, В. Н. Кальянов. Многие выпускники кафедры стали известными специалистами в области сварочного производства и возглавили промышленные предприятия Украины, России и других стран: д-р экон. наук, председатель правления ОАО «Азовмаш» А. В. Савчук, д-р техн. наук, А. Д. Чепурной, генеральный директор ЗАО «Запорожтрансформатор» Л. П. Хаджинов, генеральный директор ОАО «Пожзащита» К. Х. Казмириди и др.

В настоящее время на кафедре работают три профессора, доктора технических наук, десять доцентов, кандидатов технических наук, один старший преподаватель, один ассистент. Комиссией Министерства образования и науки Украины кафедра аккредитована по IV уровню. Она готовит специалистов по специальностям «Технология и оборудования для сварки» и «Сварочные установки».

Специалисты кафедры принимают участие в работе Международной ассоциации «Сварка». Наряду с традиционным сотрудничеством с кафедрами сварки вузов Москвы, Санкт-Петербурга, Челябинска, Екатеринбурга, Тбилиси, Минска, Могилева и других городов стран СНГ налажены связи с вузами и организациями дальнего зарубежья — Институтом сварки в г. Гливице (Польша), Мишкольским университетом (Венгрия), Харбинским технологическим институтом (Китай) и др.

Свое 65-летие кафедра ОиТСП встречает активной и творческой работой по совершенствованию подготовки кадров для народного хозяйства страны и развитию исследований в области сварки и родственных процессов и технологий.

Activities of the Chair of Welding Production Equipment and Technology of Priazov State University for 65 years have been analyzed. The Chair goals of training specialists on welding and cutting of metal are discussed.

Поступила в редакцию 29.04.2011

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ НАПЛАВКИ И ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА, НАПЛАВЛЕННОГО ЛЕНТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОДОМ ЛН-02Х25Н22АГ4М2 НА УГЛЕРОДИСТУЮ СТАЛЬ

В. П. ИВАНОВ, В. Ю. ИВАЩЕНКО, кандидаты техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Исследована возможность улучшения структурного состояния металла зоны сплавления при наплавке ленточным электродом ЛН-02Х25Н22АГ4М2 на углеродистую сталь. Даны рекомендации по выбору термической обработки для улучшения структуры и свойств этой зоны.

Ключевые слова: дуговая наплавка, ленточный электрод, углеродистая сталь, биметалл, коррозионностойкий слой, зона сплавления, микроструктура, термоциклическая обработка, механические свойства

Биметаллические конструкции широко используются при изготовлении аппаратуры для химического машиностроения. Одним из традиционных способов получения биметаллических заготовок является автоматическая дуговая наплавка коррозионностойкого слоя на низкоуглеродистую сталь, выполняемая одинарным ленточным электродом толщиной 0,5...0,8 мм при ширине до 60 мм с долей участия основного металла не более 15...20 %.

Специфической особенностью наплавленного биметалла является наличие остаточных напряжений и структурной неоднородности в зоне сплавления. В тяжелых условиях работы оборудования химической промышленности эти факторы способствуют возникновению новых или развитию существующих микротрещин, что может привести к потере работоспособности изделия.

Определенный положительный эффект снижения остаточных напряжений и гомогенизации химического состава может быть достигнут путем выбора рациональных режимов наплавки и термообработки наплавленного металла.

Цель настоящей работы — исследование влияния режимов наплавки и термообработки на структуру и механические свойства биметаллического слоя.

Выполняли электродугую наплавку на темплеты из стали 20 размером 400×600×15 мм ленточным электродом

ЛН-02Х25Н22АГ4М2 сечением 0,5×60 мм под флюсом 48-ОФ-10 без предварительного подогрева на режиме: ток наплавки $I_n = 750...800$ А; напряжение на дуге $U_d = 28...30$ В. Наплавленный слой содержал участки различной высоты, из которых вырезали образцы для испытаний (рис. 1). При этом можно оценить влияние последующих слоев на механические свойства и структуру основного металла и зоны термического влияния (ЗТВ). Исследовали также влияние термической обработки (ТО) на распределение структурных составляющих по сечению напла-

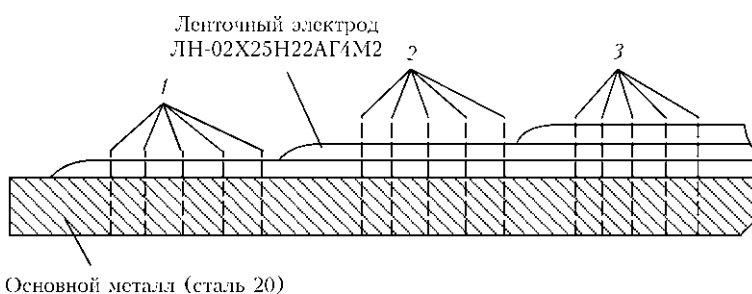


Рис. 1. Схема наплавки соответственно одно-, двух- и трехслойных образцов (1–3)

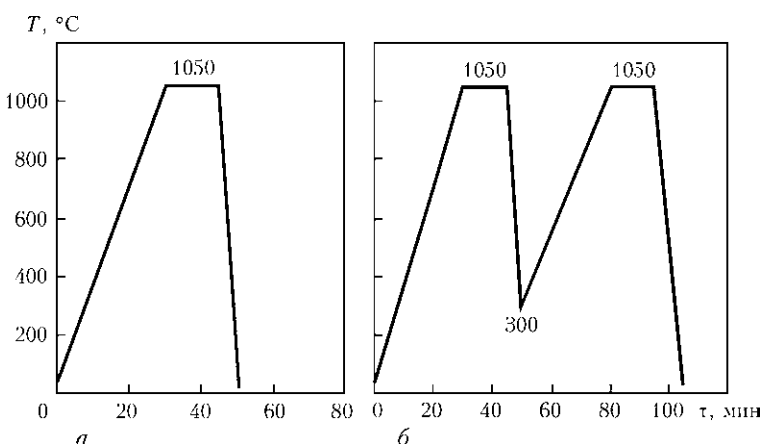


Рис. 2. Режимы ТО наплавленных образцов: а — высокотемпературная нормализация; б — ВТЦО; τ — время ТО

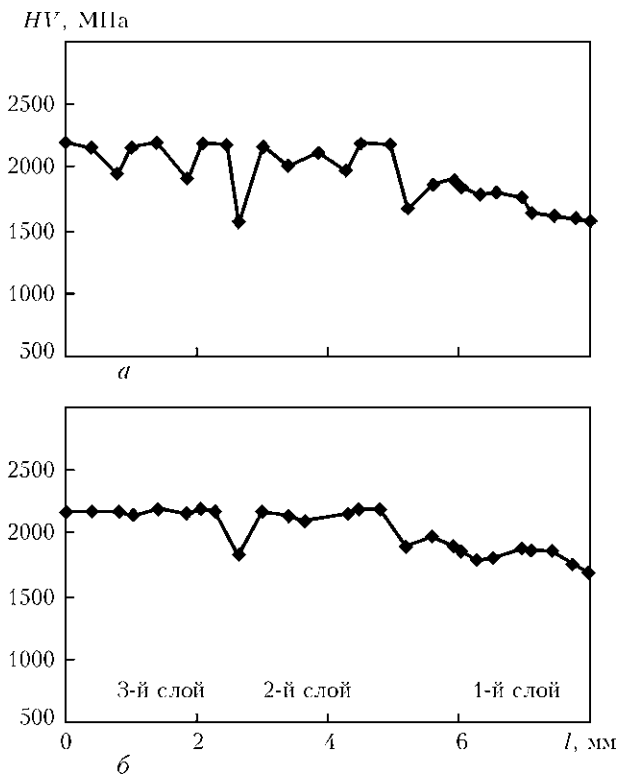


Рис. 3. Изменение микротвердости по сечению наплавленного слоя после наплавки без ТО (а) и после ВТЦО (б) (l — расстояние от поверхности)

ленного металла (режимы ТО приведены на рис. 2, охлаждение на воздухе).

Таблица 1. Результаты испытаний механических свойств основного металла

Основной металл	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCU , Дж/см ²
В состоянии поставки	400	225	26	65
После наплавки	345	185	19	40
После высокотемпературной нормализации	350	210	20	52
После ВТЦО	380	255	24	84

Поскольку стандартная нормализация для стали 20 предусматривает нагрев до температуры 920 °С и охлаждение на воздухе (для хромоникелевых нержавеющей сталей 1050 °С), использование режима ТО по варианту, приведенному на рис. 2, а, не позволяет измельчить зерно в основном металле. Разброс в показаниях микротвердости (рис. 3, а) вполне объясним для высоколегированных сталей, склонных к ликвации при кристаллизации в неравновесных условиях. Аналогичные замеры микротвердости выполнены после высокотемпературной термоциклической обработки (ВТЦО) (рис. 3, б). Положительное влияние ВТЦО отмечено во многих работах [1, 2], поскольку такая обработка способствует измельчению зерна, формированию более развитой субструктуры, интенсификации процессов диффузии и повышению химической однородности металла,

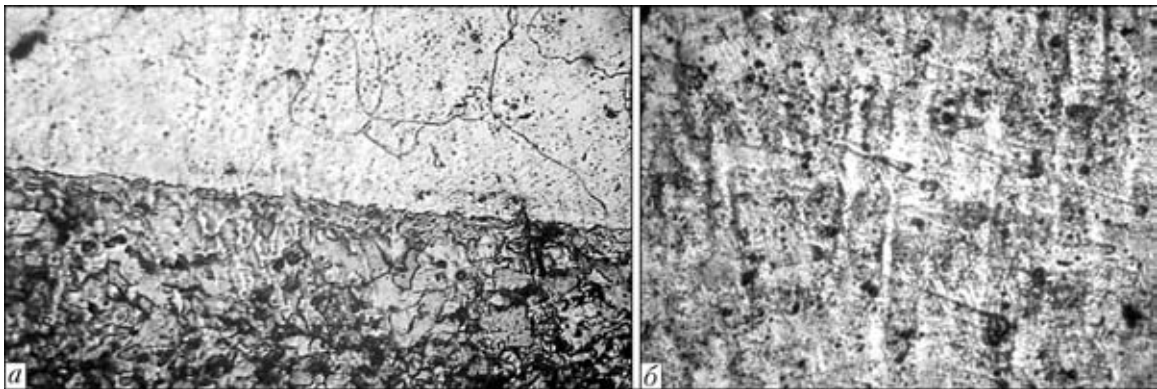


Рис. 4. Микроструктуры (×600) антикоррозионного слоя двухслойного наплавленного образца: а — зона сплавления с основным металлом; б — дендритная ликвация во 2-м наплавленном слое

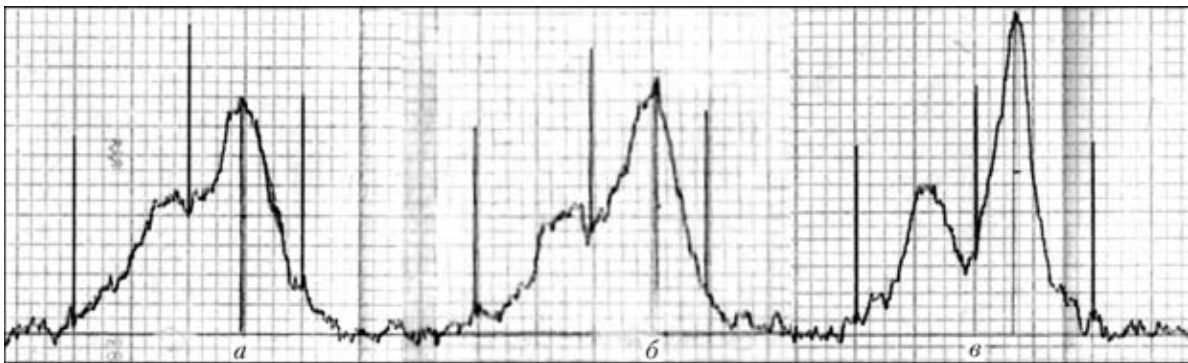


Рис. 5. Дифрактограммы образцов с 1-м (а), 2-м (б) и 3-м (в) наплавленными слоями

Таблица 2. Результаты расчета упругих микронапряжений

Вариант технологии	Количество наплавленных слоев	Упругие микронапряжения, МПа
В наплавленном состоянии без ТО	1	86,0
	2	107,5
	3	112,0
После высокотемпературной нормализации	1	71,5
	2	76,0
	3	75,0
После ВТЦО	1	57,0
	2	54,5
	3	59,0

что приводит к повышению ударной вязкости и улучшению комплекса механических свойств в целом.

В структуре наплавленного слоя происходит дендритная ликвация в различных слоях наплавки. Так, в 1-м слое формируется структура аустенита с отчетливо вытравившимися границами зерен и карбидами (рис. 4, *а*), во 2-м слое двухслойных образцов заметна дендритная ликвация (рис. 4, *б*). Аналогичная ликвация имеет место во 2-м и 3-м слоях трехслойного образца.

В ЗТВ формируется крупное зерно, смешанная ферритно-перлитная (Ф–П) структура с отдельными участками видманштетта, что свидетельствует о сильном перегреве относительно точки A_{c3} и склонности к хрупкому растрескиванию. Вне ЗТВ имеет место обычная Ф–П полосчатость с вытянутыми строчками сульфидов, характерная для горячекатаного металла.

Положительное влияние ВТЦО зафиксировано при испытаниях механических свойств основного металла (см. табл. 1): значения временного сопротивления ρ и предела текучести $\sigma_{0,2}$, а также относительного удлинения δ после ВТЦО близки

к исходным, что касается ударной вязкости, то после ВТЦО этот показатель выше исходного на 30 % (снижение после наплавки на 38,4 %).

Проведен рентгеноструктурный анализ образцов, который был основан на фиксировании с помощью рентгеновского излучения искажений в кристаллической решетке металла, по значению которых расчетным путем определяли уровень действующих в металле упругих напряжений 2-го рода. При этом использована стандартная методика расчета из работы [3].

Исследования упругих микронапряжений в слое наплавки показали, что наибольшие искажения имеют место после наплавки трехслойных образцов (рис. 5 и табл. 2), высокотемпературная нормализация способствует снижению этих напряжений до 71...76 МПа, а ВТЦО — до 54...59 МПа.

Выводы

1. При электродуговой наплавке ленточным электродом ЛН-02Х25Н22АГ4М2 на углеродистую сталь имеет место структурная неоднородность в зоне сплавления и высокий уровень остаточных напряжений, причем он пропорционален количеству наплавленных слоев.

2. С целью исправления структуры, улучшения комплекса механических свойств и устранения склонности к хрупкому разрушению рекомендуется производить ТО наплавленных заготовок. В качестве предпочтительного режима ТО биметаллических заготовок рекомендуется двухцикловая ВТЦО.

1. Федюкин В. К. Термоциклическая обработка сталей и чугунов. — Л.: Машиностроение, 1977. — 384 с.
2. Баранов А. А. Фазовые превращения и термоциклирование металлов. — Киев: Наук. думка, 1974. — 231 с.
3. Бокий Г. Б., Порай-Кошиц М. А. Рентгеноструктурный анализ. — М.: Изд-во АН СССР, 1964. — 489 с.

Possibility of improvement of structural state of fusion zone metal in surfacing of carbon steel with LN-02Kh25N22AG4M2 strip was studied. Recommendations on selection of heat treatment to improve the structure and properties of this zone are given.

Поступила в редакцию 20.05.2011

МОДИФИЦИРОВАНИЕ СРЕДНЕХРОМИСТОГО НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА

К. К. СТЕПНОВ, инж., В. Н. МАТВИЕНКО, канд. техн. наук, А. И. ОЛДАКОВСКИЙ, инж.
(Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты исследований влияния редкоземельных металлов на структуру и свойства среднехромистого наплавленного металла. Показано, что роль добавок редкоземельных металлов проявляется в повышении технологической прочности, ударной вязкости и сопротивлении термоусталостному разрушению металла, применяемого для наплавки валков горячей прокатки.

Ключевые слова: дуговая наплавка, керамический флюс, редкоземельные металлы, наплавленный металл, технологическая прочность, ударная вязкость, удельная работа разрушения

Ресурс наплавленных изделий, которые в процессе работы испытывают динамические и термоциклические нагрузки, существенно зависит от способности сопротивляться зарождению и развитию технологических и эксплуатационных трещин. Это в полной мере относится к наплавленному металлу типа Х5МФ и Х12МФ, применяемому для восстановления прокатных валков и роликов машин непрерывного литья заготовок. Структура такого металла, механические свойства, а также функциональные характеристики во многом зависят от содержания в нем углерода, с увеличением которого в наплавленном металле типа стали Х5МФ повышается твердость и сопротивление износу трением металла по металлу (рис. 1). Вместе с тем возрастает вероятность образования горячих трещин, поскольку в процессе кристаллизации шва снижается критическая скорость деформации $A_{кр}$. Если при содержании углерода до 0,25 мас. % в структуре металла образуется высокоотпущенный мартенсит, а ударная вязкость составляет не менее 0,30 МДж/м², то структура наплавленного металла типа Х5МФ, в котором содержание углерода больше 0,25 мас. %, характеризуется наличием игольчатого мартенсита, пониженной зернограницной прочностью и повышенной хрупкостью. В структуре наплавленного металла Х5МФ с 0,33...0,35 мас. % С наряду с реечным (пакетным) мартенситом присутствует двойниковый (пластинчатый) мартенсит [1]. При динамической нагрузке разрушение наплавленного металла происходит по микромеханизму интеркристаллитного скола, с чем связана его низ-

кая (менее 0,15 МДж/м²) ударная вязкость. Наряду с этим снижается сопротивление развитию усталостной трещины, что ориентировочно оценивается значением удельной работы разрушения A_p (рис. 2, а).

Повысить технологическую прочность и трещиностойкость позволяет введение в наплавленный металл редкоземельных металлов (РЗМ). Эффект достигается за счет связывания серы в тугоплавкие мелкодисперсные соединения и устранения слоистости при ее распределении, снижения микрхимической неоднородности, измельчения аустенитного зерна [2, 3]. При этом уменьшается также загрязненность металла шва неметаллическими включениями. В металле, наплавленном с использованием керамического флюса типа ЖСН, содержащего фтористый церий, количество включений увеличивается незначительно, однако интенсивно возрастает их дисперсность (таблица), а форма изменяется на глобулярную.

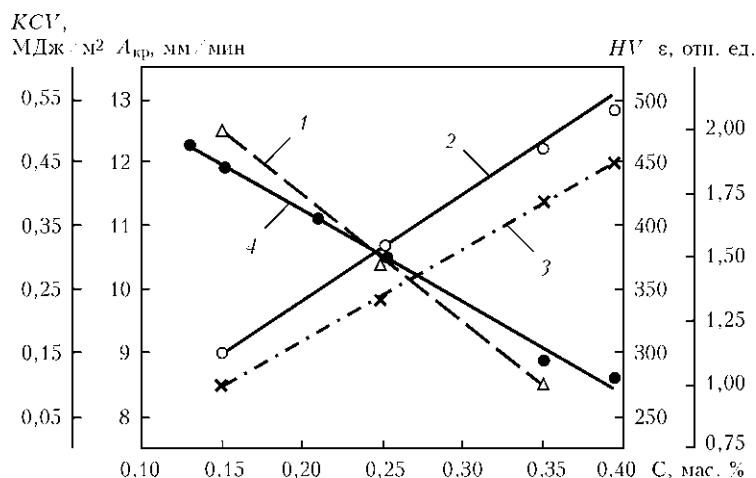


Рис. 1. Влияние содержания углерода на критическую скорость деформации $A_{кр}$ (1), твердость HV (2), износостойкость ϵ (3) и ударную вязкость KCV (4) наплавленного металла типа Х5МФ

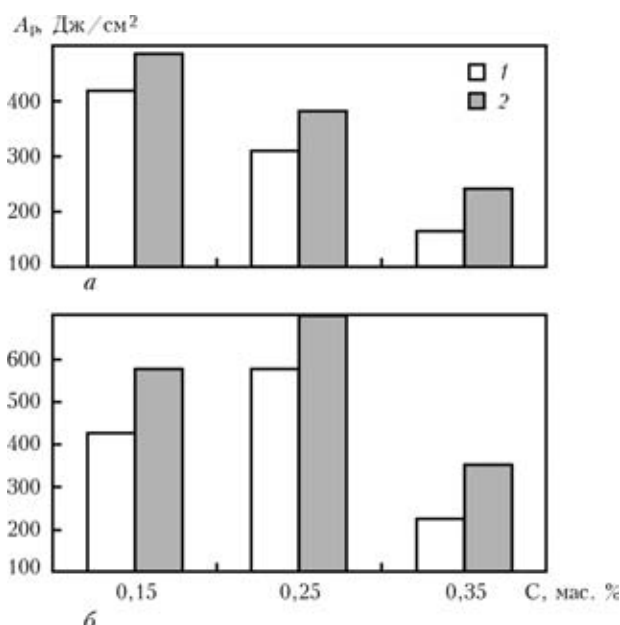


Рис. 2. Влияние содержания углерода и церия на удельную работу разрушения A_p наплавленного металла типа Х5МФ (а) и Х12МФ (б) без церия (1) и с церием (2)

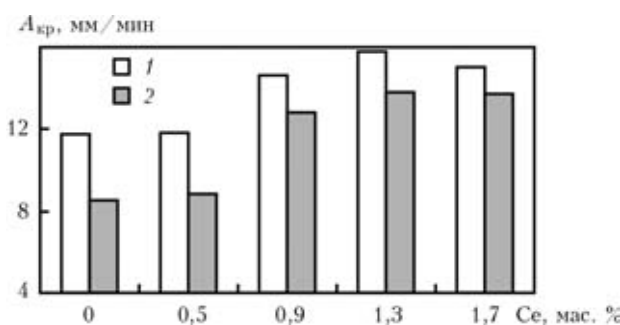


Рис. 3. Зависимость критической скорости деформации от содержания церия в керамическом флюсе типа ЖСН при наплавке проволоками Св-08А (1) и Пп-Нп-30ХГСА (2)

С увеличением содержания церия во флюсе (и в наплавленном металле) благодаря рафинированию и модифицированию возрастает критическая скорость деформации $A_{кр}$ при наплавке как проволокой Св-08А, так и Пп-Нп-30ХГСА (рис. 3). Как видно из рисунка, $A_{кр}$ возрастает только до достижения оптимальной доли церия во флюсе, а соответственно и в наплавленном ме-

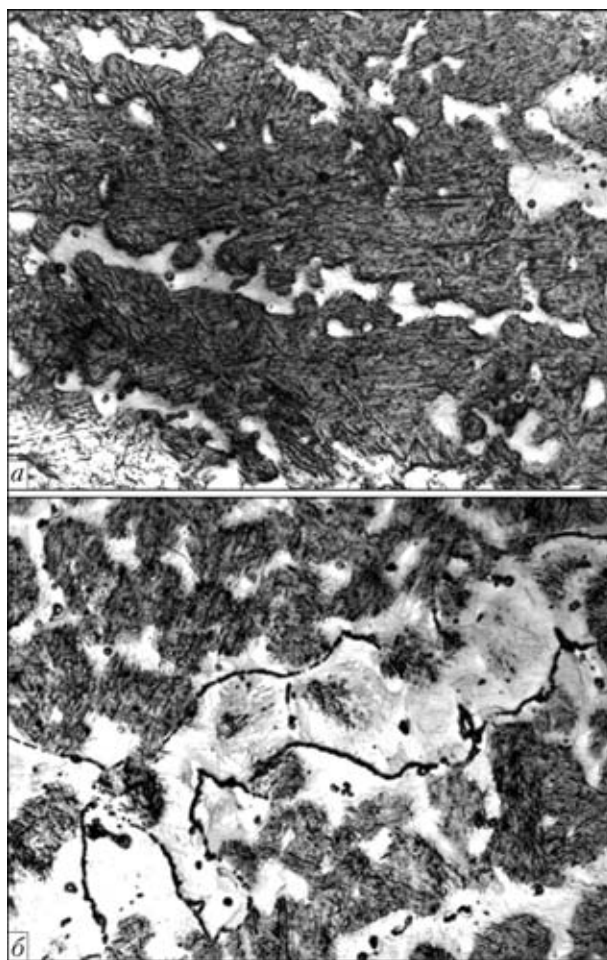


Рис. 4. Микроструктуры ($\times 500$) наплавленного металла 35Х8ГСМФ (а) и 34Х8ГСМФ с РЗМ (б)

талле. При оптимальном содержании церия (0,008...0,009 мас. %) ударная вязкость металла 20Х6ГМФС повышается с 0,40 до 0,54 МДж/м². При дальнейшем (выше оптимального) увеличении его содержания возрастает степень загрязненности металла неметаллическими включениями (см. таблицу). При этом значение критической скорости деформации $A_{кр}$ снижается.

В отличие от наплавленного металла типа стали Х5МФ содержание углерода влияет на удельную работу разрушения наплавленного металла Х12МФ, эта зависимость становится максимальной при содержании углерода 0,25 мас. % (рис. 2, б). В структуре такого металла имеются мартенсит и ферритно-карбидная смесь, что повышает сопротивление усталостному разрушению благодаря торможению трещины у поверхности раздела мартенсита с более пластичным ферритом. При дальнейшем увеличении содержания углерода резко снижаются значения A_p из-за низкой трещиностойкости высокоуглеродистого мартенсита. Введение церия в состав наплавленного металла типа стали

Количество неметаллических включений в наплавленном металле 20Х6ГМФС с церием на площадь 1 мм²

Содержание церия в металле, мас. %	Объемная доля включений, %	Размер включений, мкм					
		1,0...1,5	1,5...2,0	2,0...2,5	2,5...3,0	3,0...5,0	<5,0
0	0,217	682	113	110	3	7	49
0,005	0,288	816	138	49	5	7	2
0,008	0,279	887	209	77	18	12	3
0,011	0,274	830	125	46	9	7	0
0,015	0,339	1116	302	105	24	16	2

X12МФ повышает его сопротивление разрушению во всем диапазоне значений углерода.

Для увеличения срока службы наплавленного изделия, как правило, стремятся улучшить свойства поверхностного (износостойкого) слоя.

Однако работоспособность изделия во многом зависит от состава подслоя, его пластичности [4], надежности сплавления с основным металлом, а также образования в нем горячих и холодных трещин. Горячие трещины, возникающие в процессе наплавки подслоя, во время эксплуатации валков могут провоцировать образование разрушений типа скола.

Для нанесения подслоя электродных материалов с повышенной стойкостью против образования горячих трещин используют проволоки, содержащие РЗМ, однако их выбор ограничен (Св-15ГСТЮЦА, Св-20ГСТЮА).

Для оценки возможности использования в качестве подслоя наплавленного под флюсом порошковой проволокой, исследовали композиционный низколегированный металл следующего состава, мас. %: 0,18...0,26 С; до 1,5 Cr; 0,75...1,05 Mn; 0,55...0,75 Si; $\leq 0,025$ S; $\leq 0,025$ P; 0,020...0,058 РЗМ. Высокая технологическая прочность и трещиностойкость металла с 0,18...0,20 % С и 0,040...0,045 мас. % РЗМ позволяют рекомендовать порошковую проволоку Пп-Нп-26Х1Г1С для наплавки подслоя при восстановлении прокатных валков.

Вместе с тем применение порошковой проволоки Пп-26Х1Г1С с 0,25...0,26 мас. % С и 0,047...0,052 % РЗМ для наплавки под керамическим флюсом ЖСН-5 позволяет получить износостойкий слой, структура которого более благоприятна по сравнению с получаемой при использовании проволоки Пп-Нп-30ХГСА.

В обоих случаях структура металла мартенситно-ферритная с четко выраженным дендритным строением (рис. 4). В то же время благодаря введению РЗМ кристаллы мартенсита отпуска становятся более дисперсными (рис. 4, б), кроме того, возрастает доля мартенситной составляющей, чем определяется высокая твердость $HV\ 450$ и достаточная пластичность наплавленного металла.

Такой металл отличается большей технологической прочностью и сопротивлением термоусталостному разрушению: наплавленный металл типа 35Х8ГСМФ имеет относительный показатель прочности 1,0 при среднем количестве теплосмен до появления трещин 230...380; а наплавленный металл типа 34Х8ГСМФ с РЗМ — соответственно 1,3...1,4 при среднем числе теплосмен 370...490.

Таким образом, при введении РЗМ в состав наплавленного металла типа Х5МФ и Х12МФ, применяемых для восстановления прокатных валков и роликов машин непрерывного литья заготовок, повышается его технологическая прочность, ударная вязкость, сопротивление термоусталостному разрушению и удельная работа разрушения.

1. *Самотугин С. С., Лецинский Л. К.* Плазменное упрочнение инструментальных материалов. — Донецк: Новый мир, 2003. — 338 с.
2. *Ефименко Н. Г.* О механизме влияния РЗМ на процесс кристаллизации и формирование первичной структуры при сварке стали // Свароч. пр-во. — 1990. — № 7. — С. 12–14.
3. *Ефименко Н. Г.* Модифицирование, рафинирование и легирование иттрием применительно к сварке сталей // Автомат. сварка. — 2002. — № 6. — С. 9–14.
4. *Расчетный метод оценки термической стойкости наплавленного металла / И. К. Сенченко, И. А. Рябцев, О. П. Червинко, И. А. Кондратьев* // Свароч. пр-во. — 2010. — № 7. — С. 3–8.

Results of studying the influence of rare-earth metals on the structure and properties of medium-chromium deposited metal are presented. It is shown that the role of REM additives is manifested in improvement of technological strength, impact toughness and thermal fatigue fracture resistance of metal applied for hardfacing hot rolling rolls.

Поступила в редакцию 20.04.2011

ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦА НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

В. Л. МАЛИНОВ, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Представлены результаты исследований структуры и износостойкости наплавленного порошковыми лентами металла, имеющего химический состав типа низкоуглеродистых сталей с различным содержанием марганца. Исследована возможность повышения износостойкости наплавленного металла за счет последующих термической и химико-термической обработок. Показано, что при достижении оптимального количества метастабильного аустенита в структуре повышается износостойкость наплавленного металла.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковые ленты, наплавленный металл, структура, мартенсит, аустенит, бейнит, упрочнение, отпуск, цементация

Особенности применения в промышленности материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле метастабильного аустенита и характеризующегося динамическим деформационным мартенситным превращением (ДДМП), описаны в работе [1]. Там же отмечено, что их разработке в настоящее время уделяется недостаточно внимания. Известные аустенитные наплавочные материалы типа стали 110Г13Л, содержащие повышенное количество марганца и углерода, а также хромомарганцевые типа ПП-Нп-25Х10Г10Т, недостаточно технологичны, поскольку наплавленный ими металл трудно обрабатывается резанием [2]. В ряде случаев в таких материалах используются дорогие легирующие элементы. Поэтому по-прежнему актуальной является задача создания более экономнолегированных наплавочных материалов, что может быть достигнуто путем получения в наплавленном металле не аустенитной, а многофазной структуры, в которой аустенит присутствует наряду с другими составляющими (мартенситом, карбидами, карбонитридами и др.). При этом важно иметь метастабильную самотрансформирующуюся при нагружении структуру, в которой протекают различные структурные и фазовые превращения, вызывающие не только упрочнение, но и релаксацию микронапряжений. В частности, такой структурой может быть метастабильный аустенит, претерпевающий ДДМП [3, 4]. Наряду с ними могут реализоваться динамические процессы двойникования, старения, изменения плотности дислокаций, диспергирования структуры и др.

Применительно к деталям, подвергающимся механическому изнашиванию (различные направляющие, валы, ролики, втулки, крановые колеса

и др.), перспективны наплавочные материалы, обеспечивающие получение низкоуглеродистого наплавленного металла на Fe–Mn–C основе мартенситного, мартенситно-аустенитного и аустенитно-мартенситного классов, а также повышение свойств наплавленного металла в результате термической и химико-термической обработок.

Из шихты, в состав которой вводили различное количество марганца металлического и железного порошка, а также небольшое количество ферротитана для измельчения зерна в структуре наплавленного металла, изготавливали однозамковые порошковые ленты размером 10×3 мм с коэффициентом заполнения 48...50 %. В качестве стальной оболочки использовали холоднокатаную ленту из стали 08кп. Наплавку проводили в три слоя под флюсом АН-26 на пластину толщиной 30 мм из стали ВСт3сп на следующем режиме: сила тока 450...500 А, напряжение 30...32 В, скорость наплавки 25 м/ч, без предварительного подогрева. Последующие наплавочные валики выполняли после остывания до температуры не выше 250 °С.

Отпуск образцов, вырезанных из наплавленного металла, проводили при температурах 450, 550, 650 и 750 °С с выдержкой 1 ч и последующим охлаждением на воздухе. Осуществляли также цементацию образцов в твердом карбюризаторе при температуре 950 °С в течение 10 ч. После этого часть образцов подвергали отпуску при 650 °С. Химический состав металла, наплавленного опытными порошковыми лентами, приведен в табл. 1 ($S, P \leq 0,03 \%$).

Проводили дуromетрические и металлографические исследования. Фазовый состав изучали рентгеновским методом с использованием дифрактометра «ДРОН-4».

Микроструктура наплавленного металла, содержащего 5 и 8 % Mn (без термической обработки), является мартенситной (рис. 1, а). Присутствие феррита в структуре наплавленного ме-

Т а б л и ц а 1. Химический состав и свойства наплавленного металла

Содержание легирующих элементов, мас. %				Твердость <i>HRC</i>	Наличие трещин
C	Mn	Si	Ti		
0,15	5,1	0,71	0,09	36	Нет
0,16	8,2	0,63	0,11	42	»
0,14	10,0	0,67	0,11	47	Да
0,15	12,2	0,61	0,08	45	»
0,16	14,1	0,68	0,12	34	Нет

талла не обнаружено, что согласуется с данными работы [5], где указано, что в Fe–Mn сталях, содержащих более 5 % Mn, бездиффузионное мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение наблюдается при обычных скоростях охлаждения на воздухе. При этом область α -мартенсита распространяется до 8 % Mn, а увеличение содержания марганца приводит к снижению температурных интервалов $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращений. Наиболее высокая твердость наплавленного металла наблюдается при 10 и 12 % Mn, что обусловлено большим упрочнением α -мартенсита по сравнению с содержанием 5 % Mn. При увеличении содержания марганца до 14 % в структуре наплавленного металла наряду с α -мартенситом появляется ϵ -мартенсит (около

20 %) и аустенит (около 50 %) (рис. 1, б), имеющие значительно меньшую твердость, что снижает твердость наплавленного металла.

При содержании марганца 5, 8 и 14 % трещины в наплавленном металле отсутствовали. Появление трещин в наплавленном металле, содержащем 10...12 % Mn, можно объяснить наиболее сильным упрочнением α -мартенсита при очень низком уровне пластических свойств. Это обусловлено сильной локализацией связи между атомами кристаллической решетки железа из-за перераспределения внешних электронов от атомов железа к атомам марганца [6]. Отсутствие трещин при увеличении содержания марганца до 14 % объясняется снижением степени упрочнения наплавленного металла и повышением его пластичности вследствие образования в структуре повышенного количества аустенита. Для дальнейших исследований из-за низкой трещиностойкости наплавленный металл, содержащий 10...12 % Mn, не использовали.

Разрабатываемые порошковые ленты предназначены для восстановления и упрочнения деталей, подвергающихся изнашиванию при трении металла по металлу, вместо широко применяемых наплавочных материалов, обеспечивающих получение наплавленного металла типа низколегированных сталей, например, Нп-30ХГСА и ПП-Нп-18Х1Г1М, и в ряде случаев типа хромомарганцевых аустенитных сталей, например, ПП-Нп-14Х12Г12СТ.

Износостойкость деталей обычно оценивают по результатам испытаний, имитирующих взаимодействие в условиях трения–скольжения и трения–качения.

Испытания в условиях трения–скольжения осуществляли по схеме колодка–ролик при сухом трении (износостойкость ϵ_1). Скорость вращения ролика диаметром 70 мм из стали 55 с твердостью *HRC* 56 составляла 200 об/мин. Прижатие плоского образца осуществляли грузом 8 кг.

В ходе предварительного этапа исследований провели сравнительные испытания на износостойкость наплавленного металла различных структурных классов в условиях трения–качения по схеме ролик–ролик (давление 320 МПа, скорость вращения роликов 0,98 м/с, проскальзывание 0,09 м/с) и при динамическом воздействии потока дробы с различными углами атаки. Для второго вида испытаний изготовление образцов является существенно менее трудо- и материалоемким. При этом воздействие на поверхность плоского образца осуществляли дробью, транспортируемой потоком сжатого воздуха, при давлении в системе 5 атм. Диаметр сопла на выходе струи из смесителя составлял 16 мм. Длительность испытания образцов определяли расходом 20 кг дробы.

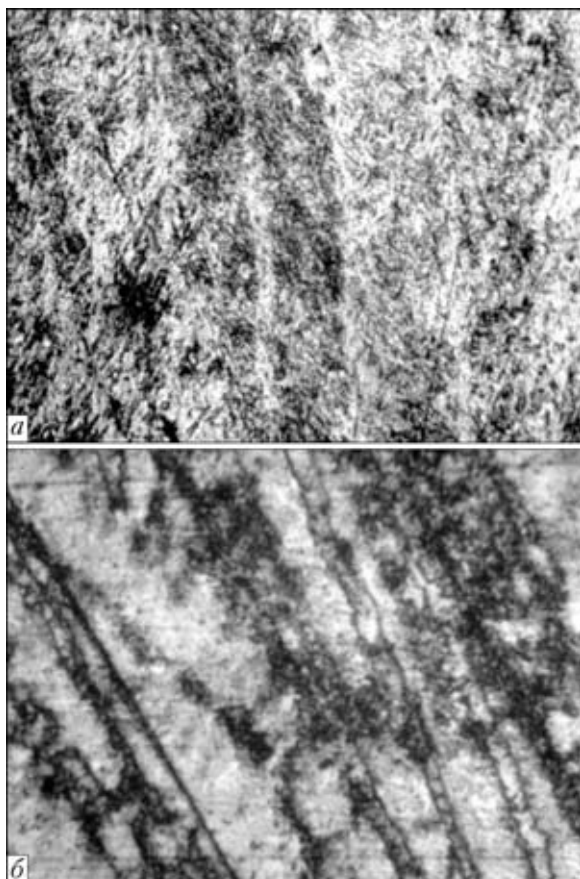


Рис. 1. Микроструктура ($\times 500$) наплавленного металла с содержанием марганца 5 (а) и 14 % (б)

При испытаниях в условиях трения-качения и при воздействии потока дробы происходит усталостное разрушение поверхностных объемов металла при повторяющемся силовом воздействии. Изменение угла атаки дробы позволяет варьировать условия разрушения. В ходе исследований близкие значения были получены при испытаниях по схеме ролик–ролик и при воздействии потока дробы с углом атаки 60° . Последнюю схему изнашивания использовали в дальнейших исследованиях (ε_2). Результаты при испытаниях по схемам ролик–ролик и в потоке дробы выборочно перепроверяли на отдельных образцах наплавленного металла. Значения износостойкости при испытаниях по указанным схемам во всех случаях близки.

В качестве эталона сравнения при определении относительной износостойкости использовали металл, наплавленный широко применяемой порошковой проволокой ПП-18Х1Г1М, отпущенный при 600°C на твердость $HV\ 280$.

Данные результатов исследования износостойкости наплавленного металла, содержащего 5, 8 и 14 % Mn, без термической обработки и после отпуска при различных температурах, представлены на рис. 2.

При сухом трении обнаруживается корреляция износостойкости наплавленного металла с его твердостью. Напротив, при испытаниях в потоке дробы наибольшую износостойкость имеет наплавленный металл с 14 % Mn с наименьшей твердостью, что обусловлено, согласно данным рентгеновского анализа, превращением остаточного аустенита в мартенсит при изнашивании. При сухом трении это превращение не получает заметного развития, по-видимому, из-за нагрева поверхности выше температуры мартенситного превращения [4].

По мере повышения температуры отпуска от 450°C до A_{c1} износостойкость и твердость наплавленного металла, содержащего 5 и 8 % Mn, снижается из-за разупрочнения мартенсита. Наиболее высокая износостойкость такого наплавленного металла при различных видах изнашивания достигается нагревом в межкритическом интервале температур (МКИТ — $A_{c1} < t < A_{c3}$).

Для наплавленного металла с 5% Mn эта температура соответствует 750°C , а с 8 % Mn — 650°C . В МКИТ происходит перераспределение углерода и марганца между α - и γ -фазами и обогащение ими последней. В результате в наплавленном металле наряду с мартенситом и небольшим количеством карбидов образуется аустенит — 9 и 18 % соответственно при 5 и 8 % Mn, который метастабилен и полностью превращается в мартенсит при нагружении. На рис. 3, а, б приведены данные

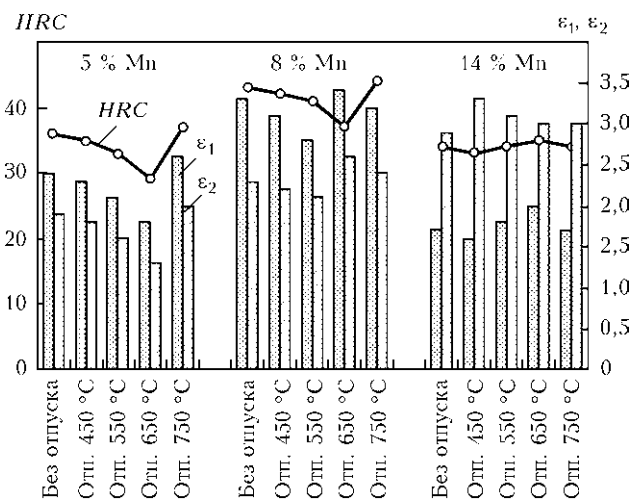


Рис. 2. Твердость, относительная износостойкость при сухом трении ε_1 и при испытаниях в потоке дробы ε_2 наплавленного металла без термической обработки и после отпуска

для наплавленного металла с 8 % Mn. Кроме того, после нагрева и выдержки в МКИТ при охлаждении до комнатной температуры часть аустенита повторно превращается в мартенсит, имеющий вследствие повышенного содержания в нем углерода и марганца более высокую твердость. Это, наряду с метастабильным аустенитом, и обуславливает повышение износостойкости.

Нагрев наплавленного металла, содержащего 14 % Mn, в температурном интервале $450\ldots750^\circ\text{C}$ влияет на износостойкость неоднозначно. В том случае, когда происходит стабилизация аустенита по отношению к ДДМП (отпуск при 450°C), наблюдается снижение износостойкости при сухом трении и ее увеличение при испытании в потоке дробы. При дестабилизации аустенита из-за выделения карбидов (отпуск при 550°C и особенно при 650°C), напротив, наблюдается повышение износостойкости при сухом трении и ее снижение при испытании в потоке дробы. Изменение фазового состава наплавленного металла подтверждается дифрактограммами, приведенными на рис. 3, в, г. До изнашивания в структуре преобладает аустенит, а после изнашивания — мартенсит, ε -фаза отсутствует. После отпуска при 750°C структура и износостойкость близки к исходному состоянию после наплавки.

Известно, что повышение содержания углерода в сталях увеличивает их износостойкость. Однако при получении высокоуглеродистого наплавленного металла его механическая обработка затруднительна и часто образуются трещины. Эффективным технологическим приемом является наплавка низкоуглеродистыми сталями с их последующей цементацией [7]. Данные о влиянии цементации и отпуска при 650°C на структуру и свойства наплавленного металла с различным содержанием марганца представлены в табл. 2.

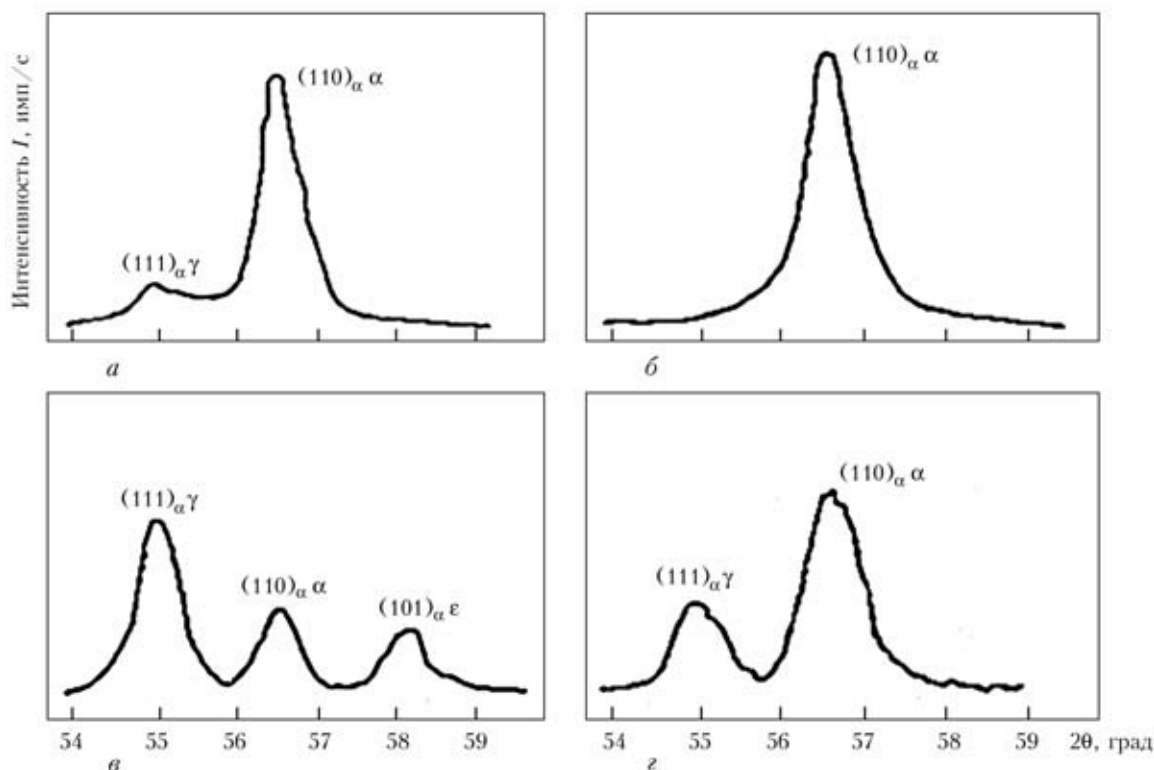


Рис. 3. Дифрактограммы наплавленного металла, содержащего 8 (а, б) и 14 % Mn (в, г) после отпуска при 650 °С до износа в потоке дробы (а, в) и после (б, г)

Наиболее высокую износостойкость после цементации в условиях сухого трения имеет наплавленный металл, содержащий 5 % Mn. При этом в структуре наряду с мартенситом и карбидами имеется 35...40 % метастабильного аустенита. При увеличении содержания марганца до 8 и 14 % износостойкость наплавленного металла при сухом трении снижается из-за увеличения количества аустенита в его структуре.

Отпуск при 650 °С наплавленного металла с 5 % Mn приводит к уменьшению износостойкости при сухом трении из-за разупрочнения мартенсита и распада остаточного аустенита. Напротив, износостойкость в условиях сухого трения наплавленного металла, содержащего 8 и 14 % Mn, после отпуска при 650 °С повышается вслед-

ствие активизации ДДМП в результате выделения карбидов из аустенита.

При испытании в потоке дробы наиболее высокая износостойкость получена после цементации наплавленного металла, содержащего 8 % Mn, имеющего в структуре 75...80 % остаточного аустенита.

Установлено, что отпуск по-разному влияет на износостойкость наплавленного металла в зависимости от содержания марганца при испытании в потоке дробы. При содержании 5 и 8 % Mn, после отпуска при 650 °С она снижается, а при содержании 14 % Mn повышается. Это объясняется следующим. Отпуск при 650 °С сопровождается разупрочнением мартенсита и чрезмерной активизацией ДДМП при содержании 5 и 8 % Mn, когда стабильность аустенита мала, а это в свою очередь приводит к сни-

Таблица 2. Свойства наплавленного металла после цементации и последующего отпуска

Содержание Mn, %	Обработка	Фазовый состав*	Твердость HRC	Износостойкость	
				ε_1	ε_2
5	Цементация	35...40 % A + (M + K)	48	7,2	3,7
	То же + отпуск при 650 °С	20...25 % A + (M _{отп} + M + K)	36	5,5	2,9
8	Цементация	75...80 % A + (M + K)	39	6,4	5,8
	То же + отпуск при 650 °С	50...55 % A + (M _{отп} + M + K)	41	6,9	5,3
14	Цементация	95...97 % (A + K)	26	3,7	4,1
	То же + отпуск при 650 °С	85...90 % A + (M + K)	35	4,8	4,6

* A — аустенит; K — карбиды; M — мартенсит; M_{отп} — отпущенный мартенсит.

жению износостойкости. При содержании марганца 14%, когда она повышена, активизация ДДМП напротив увеличивает износостойкость.

Предложенный способ повышения износостойкости путем цементации низкоуглеродистого наплавленного металла, легированного марганцем, во всех случаях предусматривает получение в структуре остаточного метастабильного аустенита наряду с мартенситом и карбидами. Это является отличительным признаком, поскольку традиционно после цементации и последующей термообработки стремятся получить мартенситно-карбидную структуру, а остаточный аустенит рассматривается как нежелательная структурная составляющая, снижающая твердость и износостойкость. При этом важно учитывать, что наиболее высокая износостойкость достигается при оптимальной стабильности аустенита по отношению ДДМП для конкретного вида нагружения или испытания.

Высокая устойчивость переохлажденного аустенита наплавленного металла, содержащего не более 5 % Mn, по отношению к образованию ферритно-цементитной смеси позволяет отказаться от использования специальных закалочных сред, поскольку в процессе охлаждения на воздухе происходит самозакалка. Ценным при этом является отсутствие трещин, повышение износостойкости, упрощение технологии, экономичность и экологичность технологического процесса.

Выводы

1. Показана перспективность создания экономнолегированных низкоуглеродистых марганецсодержащих наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле мартенситной или мартенситно-аустенитной структуры.

2. Высокий отпуск, проводимый для снятия напряжений в наплавленном металле с мартенситной структурой, должен обеспечить получение определенного количества метастабильного аустенита, превращающегося при изнашивании в мартенсит. Для этого температура нагрева и выдержки наплавленных деталей должна обеспечивать попадание в МКИТ.

В случае преимущественно аустенитной структуры наплавленного металла отпуск должен регулировать стабильность аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению с учетом условий нагружения.

3. Для повышения износостойкости наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали, содержащей не более 5 % Mn, предложено производить его цементацию.

1. Малинов В. Л. Экономнолегированные электродные материалы, обеспечивающие в наплавленном металле деформационное упрочнение при эксплуатации // Автомат. сварка. — 2006. — № 8. — С. 29–32.
2. Опыт совместных работ ОАО «Запорожсталь» и ОП «Реммаш» в разработке и внедрении новых наплавочных материалов / В. В. Тарасенко, Г. В. Хоменко, В. И. Титаренко, А. В. Титаренко // Сб. тр. 2-й Науч.-практ. конф. «Модернизация и переоснащение предприятий. Эффективные технологии ремонта и восстановления деталей». — Днепропетровск, 2006. — С. 39–43.
3. Богачев И. Н., Минц Р. И. Кавитационные разрушения и кавитационностойкие сплавы. — М.: Металлургия, 1972. — 179 с.
4. Малинов Л. С., Малинов В. Л. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии. — Харьков: ННЦ «ХФТИ», 2007. — 352 с.
5. Богачев И. Н., Егорова В. Ф. Структура и свойства железомарганцевых сплавов. — М.: Металлургия, 1973. — 295 с.
6. Литвинов В. С. Структура и стабильность фаз высокой контактной стойкости: Автореф. дис. ... д-ра техн. наук. — Свердловск: УПИ им. С. М. Кирова, 1979. — 40 с.
7. Пат. 63462 Україна, МКІ С21 Д1/2. Спосіб зміцнення / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. — Заявл. 22.04.2003; Опубл. 15.01.2004, Бюл. № 1.

The paper gives the results of investigation of structure and wear resistance of metal deposited with flux-cored strips, ensuring production of low-carbon steels with different manganese content in the deposited layer. Possibility of improvement of deposited metal wear resistance at the expense of postweld heat and chemico-thermal treatment is studied. It is shown that achievement of optimum quantity of metastable austenite in the structure leads to an increase of deposited metal wear resistance.

Поступила в редакцию 13.06.2011

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НАПЛАВЛЕННОЙ ИЗНОСОСТОЙКОЙ Fe–Cr–Mn СТАЛИ С РЕГУЛИРУЕМЫМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА

Я. А. ЧЕЙЛЯХ, асп., В. В. ЧИГАРЕВ, д-р техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты изучения структуры и фазовых превращений наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-20Х12Г10СФ металла. Показана возможность управления содержанием, степенью метастабильности аустенита и износостойкостью наплавленного металла системы Fe–Cr–Mn.

Ключевые слова: дуговая наплавка, порошковая проволока, износостойкость, метастабильный аустенит, мартенсит

Разработка высокоэффективных способов восстановления и упрочнения изношенных рабочих поверхностей строительно-машинных деталей различного оборудования остается весьма актуальной задачей. Одним из ее решений является создание наплавочных материалов, обеспечивающих деформационную метастабильность аустенита наплавленной легированной стали, способной к значительному деформационному самоупрочнению в процессе износа [1–3]. Существенный вклад в формирование свойств такого наплавленного металла вносит реализация деформационных $\gamma \rightarrow \alpha'$ и $\gamma_{\text{ост}} \rightarrow \alpha'$ мартенситных превращений при испытаниях (ДМПИ) или эксплуатации [2–8]. Однако эти преимущества пока недостаточно используются в порошковых наплавочных материалах и наплавляемых ими метастабильных износостойких сталях, а литературные данные по изучению возможностей регулирования степени метастабильности наплавленного металла весьма ограничены [6, 7]. Поэтому разработка новых электродных материалов, обеспечивающих наплавку таких метастабильных экономнолегированных сталей с регулируемым количеством и метастабильностью аустенита, — весьма актуальная задача, представляющая собой определенный научный и прикладной интерес.

Целью настоящей работы является изучение структуры, фазовых превращений, возможностей регулирования количества и метастабильности аустенита и свойств Fe–Cr–Mn износостойкой стали, наплавленной разработанной порошковой проволокой ПП-Нп-20Х12Г10СФ [8].

Наплавку разработанной порошковой проволокой диаметром 4 мм проводили под флюсом АН-348 на подложку из стали Ст3 и стали 45 при следующих режимах: $I_{\text{н}} = 320 \dots 480$ А, $U_{\text{д}} =$

$= 28 \dots 32$ В, $v_{\text{н}} = 22 \dots 32$ м/ч. Использовали различные конструктивно-технологические схемы наплавки: в один, два, три слоя, а также в четыре-пять слоев аналогично тому, как это проводится для реальных деталей. Из наплавленного металла изготавливали образцы для исследований. По соотношению площади проплавления к общей площади наплавленного металла определяли долю участия основного металла в металле шва. Цифровые изображения вводили в компьютер, где обрабатывали по методике из работы [9]. Долю участия основного металла изменяли регулированием параметров наплавки ($I_{\text{н}}$, $U_{\text{д}}$, $v_{\text{н}}$), что позволяло влиять на химический состав наплавленного металла, особенно на содержание хрома и марганца [1].

Анализ химического состава проводили на вакуумных квантометрах «Spectrovac 1000» и «SpectroMAXx» спектральным методом, фазовый анализ наплавленного металла — на рентгеновском дифрактометре «ДРОН-3» в Fe- K_{α} -излучении, в интервале углов $2\theta = 54 \dots 58^\circ$, макроскопический анализ — на поперечных и продольных макрошлифах наплавленного металла с глубоким травлением смесью кислот (100 мл HCl, 10 мл HNO₃ и 100 мл H₂O). Микроструктуры изучали на металлографических микроскопах ММР-2 и «Neophot-21» ($\times 50 \dots 500$), микротвердость структурных составляющих измеряли на микротвердомере ПМТ-3 вдавливанием алмазной четырехгранной пирамиды под нагрузкой 1,96 Н, а твердость наплавленного металла — на приборе ТК (Роквелла) с нагрузкой 1500 Н (HRC) и 600 Н (HRA). Динамические испытания проводили на маятниковом копре ИО5003 на образцах размером $10 \times 10 \times 55$ мм с U-образным надрезом. Испытания на износ при сухом трении металла по металлу проводили на машине МИ-1М на образцах размером $10 \times 10 \times 27$ мм по схеме колодка (испытываемый образец) — ролик (контрольное тело), вращающийся со скоростью 500 мин⁻¹ (линейная скорость в зоне трения 1,31 м/с, путь трения

1965 м). Время изнашивания между двумя взвешиваниями составляло 5 мин, что обеспечивало разогрев поверхности контакта (подобно разогреву деталей оборудования в реальных условиях изнашивания), общее время изнашивания — 25 мин. Взвешивание проводили с точностью до 0,0001 г. Относительную износостойкость определяли по формуле

$$\varepsilon = \frac{\Delta m_{\text{э}}}{\Delta m_{\text{обр}}},$$

где $\Delta m_{\text{э}}$, $\Delta m_{\text{обр}}$ — соответственно потери массы эталона и образца наплавленного металла за одинаковое время изнашивания.

В качестве эталона использовали сталь 45 твердостью HV 180...190. Испытания на ударно-абразивный износ проводили на установке, приведенной в [10] в среде литой чугуновой дроби (фракции 0,5...1,5 мм) со скоростью вращения образцов 2800 мин⁻¹. Испытания на абразивный износ проводили по схеме Бринелля – Хаурта. Относительную ударно-абразивную $\varepsilon_{\text{у.а}}$ и абразивную $\varepsilon_{\text{а}}$ износостойкость также определяли по приведенной выше формуле.

При наплавке порошковой проволокой обеспечивалось требуемое формирование наплавленного слоя без видимых дефектов и хорошее отделение шлаковой корки. Высота наплавленного слоя при однослойной наплавке составляла 6...8, при двухслойной — 11...15 и при трехслойной — 16...18 мм. Химический состав наплавленного металла в зависимости от количества слоев и сварочно-технологических параметров соответствует составу стали типа 20Х(7...12)Г(5...9)СФ. В случае одно- и двухслойной наплавки содержание хрома в наплавленном металле находилось в пределах 6,41...7,98 %, марганца 4,86...5,6 %.

Микроструктура однослойно наплавленного металла состоит из мартенсита и 15...35 % остаточного аустенита $A_{\text{ост}}^1$ (рис. 1). Структура по толщине наплавленного металла неравномерная. Мартенсит имеет пакетное (реечное) строение, что свидетельствует о том, что это низкоуглеродистый мартенсит. Верхняя зона однослойной наплавки небольших размеров (0,6...0,8 мм) имеет мелкокристаллическое строение (рис. 1). Далее следует довольно протяженная (2...5 мм) зона с ярко выраженными вытянутыми преимущественно нормально к наплаваемой поверхности кристаллами толщиной около 0,02 мм и длиной около 0,3 мм, которые вытянуты в направлении, противоположном направлению теплоотвода вглубь основного металла. Под ней располагается равномерная переходная зона толщиной от 0,14 до

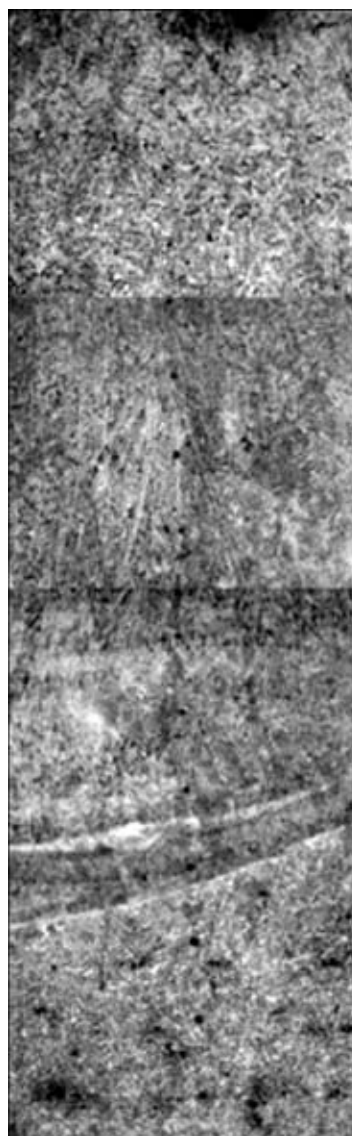


Рис. 1. Изменение микроструктуры ($\times 50$) Fe–Cr–Mn стали в однослойном наплавленном состоянии

0,3 мм, которая граничит с зоной сплавления, после которой располагается зона термического влияния (ЗТВ) и далее ферритно-перлитная структура основного металла.

Изменение микротвердости по глубине наплавленной Fe–Cr–Mn стали приведено на рис. 2. Более высокие значения микротвердости соответствуют преимущественно мартенситной фазе, а

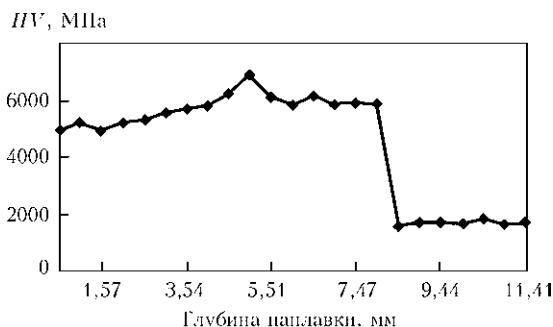


Рис. 2. Распределение микротвердости по глубине однослойного наплавленного Fe–Cr–Mn металла

¹ В исследованиях принимала участие О. И. Трофимец.

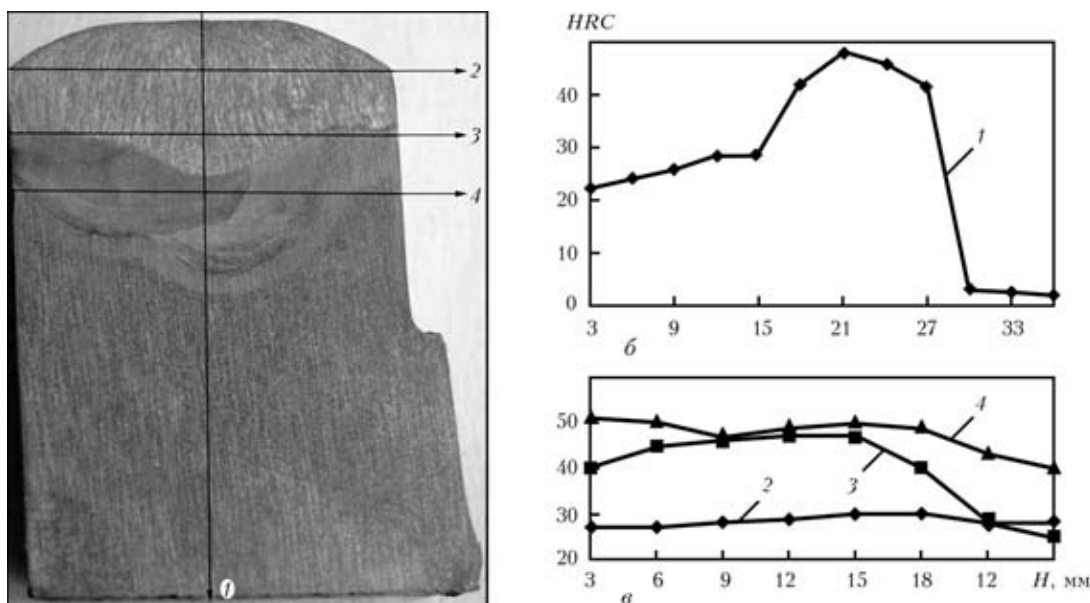


Рис. 3. Макроструктура (а) и изменение твердости поперечного макрошлифа многослойного наплавленного металла типа 20Х12Г9СФ в вертикальном (б) и горизонтальном (в) направлениях (1–4)

более низкие — аустенитной. При этом микротвердость составляет $HV\ 5000...5600$ МПа по глубине наплавки $0,59...3,0$ мм, что соответствует аустенитно-мартенситной структуре с преобладанием аустенитной составляющей, а более высокие ее значения $HV\ 5800...7000$ МПа (на глубине $3,5...8,5$ мм) — мартенситно-аустенитной структуре с преобладанием мартенсита. Это обусловлено некоторым возможным градиентом концентраций хрома и марганца по глубине наплавленного слоя, влияющим на положение мартенситных точек (M_n и M_k), которое предопределяет фазовое соотношение между мартенситом и аустенитом. Затем наблюдается переходная зона от наплавленного металла к основному, который характеризуется резким снижением микротвердости от $HV\ 5900$ МПа до $HV\ 1600...1900$ МПа и соответственно твердости с $HRC\ 46...48$ до $HRC\ 28$.

Макроструктура многослойного наплавленного металла Fe–Cr–Mn приведена² на рис. 3, где отдельные слои наплавленного металла отличаются разной степенью травимости. Причем первые (нижние) слои имеют повышенную травимость по сравнению с верхним. Это можно объяснить разной степенью их легированности: нижние слои менее легированы, поскольку в них происходило перемешивание и большее разбавление сварочной ванны нелегированной сталью основы. Макроструктура первых (нижних) слоев отличается мелкой зернистостью, что может быть обусловлено процессами перекристаллизации металла при нагреве за счет тепла наплаваемого последующего слоя. Металл ЗТВ имеет более светлый цвет, что можно объяснить также перекристаллизацией основного металла под зоной сплавления.

ния. Верхний слой характеризуется дендритным строением.

Панорама изменения микроструктуры наплавленного металла Fe–Cr–Mn при многослойной наплавке приведена на рис. 4. Микроструктура верхнего слоя представляет собой преимущественно аустенит с включениями карбидных частиц состава $(Cr, Fe)_{23}C_6$, VC. Под ним располагаются слои наплавленного металла с аустенитно-мартенситной, а далее с мартенситно-аустенитной структурой, армированной также включениями карбидов. В верхних наплавленных слоях наблюдаются вытянутые нормально к поверхности аустенитные дендриты, которые росли в направлении, обратном теплоотводу. Аустенитные зерна содержат линии скольжения и двойники, а также признаки структуры ϵ -мартенсита, что свидетельствует о его деформационной метастабильности, т. е. способности к самоупрочнению за счет динамического двойникования и $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. На химический состав наплавленного металла существенное влияние оказывает степень проплавления и доля участия основного металла в металле наплавки. При многослойной наплавке состав каждого слоя различается в зависимости от доли участия основного металла в образовании последующего наплавленного слоя.

Изменение доли участия основного металла (Ст3) в наплавленном оказывало влияние на химический состав наплавленных слоев по содержанию хрома ($8...12\%$) и марганца ($5,6...9\%$), а содержание углерода, кремния и ванадия практически оставалось постоянным. Отличия в содержании легирующих элементов в указанных пределах сказывались на положении мартенситных точек (M_n , M_k) и фазовом составе, а именно

² В исследованиях принимала участие Н. Е. Караваева.

содержании мартенсита закалки и метастабильного аустенита.

Преимущественно аустенитная структура верхнего слоя наплавки свидетельствует о наибольшем содержании в нем хрома и марганца, понижающих мартенситные точки M_n и M_k (очевидно ниже комнатной температуры). Средние наплавленные слои имеют аустенитно-мартенситную структуру, что обусловлено, вероятно, несколько меньшим содержанием хрома и марганца по сравнению с верхними слоями. Формирование мартенситно-аустенитной структуры в первых наплавленных слоях свидетельствует о еще меньшем содержании легирующих элементов вследствие большего перемешивания с металлом основы. В результате мартенситная точка M_n находится выше комнатной температуры, вследствие чего при охлаждении образуется преимущественно мартенсит закалки с небольшим количеством $A_{ост}$. Таким образом, параметрами наплавки, обуславливающими различное проплавление, долю участия основного металла в формировании сварочной ванны, а также количеством слоев наплавки можно эффективно управлять ее химическим и фазовым составом. В свою очередь от соотношения между мартенситом и аустенитом существенно зависит степень деформационной метастабильности аустенита и кинетика $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ [11], что определяет формирование механических характеристик, а при оптимальных параметрах достигается повышенный уровень износостойкости наплавленной стали.

Изменение твердости поперечных шлифов наплавленной Fe–Cr–Mn стали при многослойной наплавке косвенно подтверждает характер изменения фазового состава и микроструктуры. Измерения проводили в соответствии со схемой, приведенной на рис. 3, а, а изменение значений твердости в вертикальном 1 и горизонтальных 2–4 направлениях показано на рис. 3, б, в. Верхний слой наплавленного металла характеризуется невысокой твердостью от HRC 22 до HRC 28, что соответствует аустенитной структуре. При этом по глубине слоя твердость увеличивается. Наиболее высокая твердость обнаруживается в средних и нижних слоях наплавленного металла (HRC 42...47) (см. рис. 3, б), имеющих мартенситно-аустенитную структуру. В зоне сплавления происходит резкое падение твердости с HRC 47 примерно до 5 HRC , так как мартенситно-аустенитная структура переходит в исходную ферритно-перлитную.

Соответствующее рассмотренным слоям изменение твердости наблюдается и в горизонтальном направлении (см. рис. 3, в). Наименьшей твердостью HRC 28...30 с равномерным ее распределением характеризуется верхний слой, а более высокой — средний и нижний слои наплавлен-

ного металла. Твердость среднего и нижнего слоев соответствует HRC 46...48 и HRC 48...50. Снижение твердости влево и вправо от центра по горизонтали показывает фактический переход в верхний слой.

Проведены сравнительные испытания износостойкости разработанных Fe–Cr–Mn и Fe–Cr–Ni наплавленных металлов аустенитного класса, а также выполненного импортной проволокой типа Св-08Х20Н10Г7СТ (применяющейся для наплавки валков пильгерстана в ПАО «ММК им. Ильича»), в различных условиях изнашивания. Механические свойства наплавленных сталей (без термической обработки) приведены в таблице. Из нее следует, что ударная вязкость Fe–Cr–Ni наплавленного металла в 2 раза выше, чем у Fe–Cr–Mn, что обусловлено чисто аустенитной стабильной структурой с низкой твердостью (HRC 19), пониженным содержанием углерода и положительным влиянием никеля на пластические и вязкостные свойства [12].

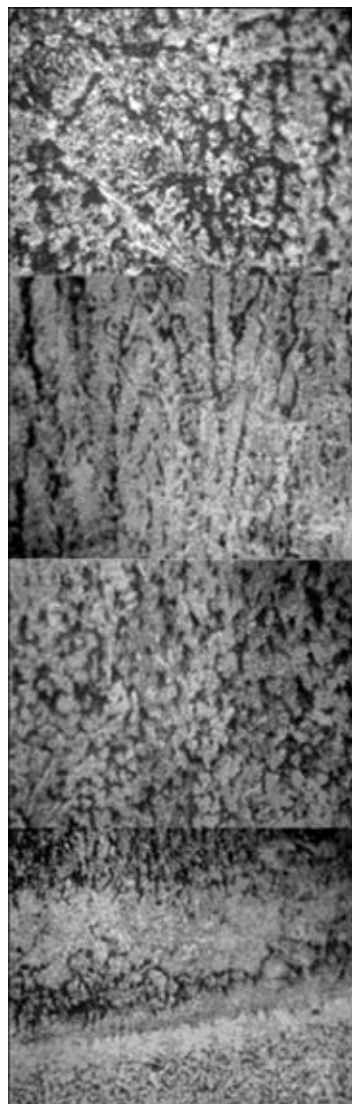


Рис. 4. Изменение микроструктуры ($\times 170$) поперечного шлифа в многослойно наплавленной Fe–Cr–Mn стали

Механические свойства наплавленных сталей

Тип легирования наплавленного металла	Твердость HRC	Ударная вязкость KCU, МДж/м ²	ε	$\varepsilon_{y,a}$	ε_a
20X8Г6АСФ	34	0,35	1,22	3,44	1,4
20X12Г9СФ	33	0,42	1,05	3,52	1,5
08X20Н10Г7СТ	19	1,10	1,10	2,10	0,9

В условиях сухого трения металла по металлу (с разогревом поверхности трения) износостойкость ε наплавленного Fe–Cr–Mn металла на 10...15 % выше, чем хромоникелевого, а в условиях абразивного и ударно-абразивного изнашивания $\varepsilon_{y,a}$ в 1,5...1,8 раза выше. Это объясняется метастабильностью аустенита в структуре стали 20X8Г6АСФ и значительным самоупрочнением поверхностного слоя в процессе изнашивания за счет протекания $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ. Так, если до изнашивания наплавленный металл 20X8Г6АСФ содержал 15 % мартенсита закалки и 85 % метастабильного аустенита, то после ударно-абразивного изнашивания в поверхностном слое содержание мартенсита возросло до 41 %. Соответственно в наплавленном металле 20X12Г9СФ до изнашивания содержалось 100 % метастабильного аустенита, а после изнашивания при сухом трении в поверхностном слое образцов обнаруживалось 27,5 % мартенсита деформации, наряду с аустенитом. Полученные данные свидетельствуют, что может быть достигнут более высокий уровень эксплуатационной стойкости разработанного безникелевого состава наплавленного металла по сравнению с хромоникелевым, наплавленным проволокой 08X20Н10Г7СТ (дефицитной и значительно более дорогой — примерно 1300... 1500 дол./т).

Оптимальным с точки зрения наиболее полной реализации возможностей $\gamma \rightarrow \alpha'$ ДМПИ в повышении износостойкости следует считать состав наплавленного металла 20X12Г9СФ. Способами термообработки, химико-термической обработки, плазменного или электронно-лучевого воздействия можно дополнительно создавать новые гетерофазно-структурные модификации для управления свойствами разработанного наплавленного металла.

Выводы

1. Химический состав и структура наплавленного металла закономерно изменяются по сечению

наплавки в зависимости от количества наплавленных слоев, степени проплавления и доли участия основного металла в наплавке.

2. Режимы электродуговой наплавки можно эффективно управлять фазовым составом (соотношением аустенита и мартенсита), степенью метастабильности аустенитной составляющей наплавленного Fe–Cr–Mn металла и, как результат, механическими свойствами.

3. Сравнительные испытания показали повышенную износостойкость наплавленного метастабильного Fe–Cr–Mn металла по сравнению с известным хромоникелевым составом металла, полученным наплавкой с использованием дорогой и дефицитной проволоки 08X20Н10Г7СТ.

1. Лившиц Л. С., Гринберг Н. А., Куркумелли Э. Г. Основы легирования наплавленного металла. — М.: Машиностроение, 1969. — 188 с.
2. Разиков М. И., Толстов И. А., Кулишенко Б. А. Опыт применения наплавленного металла типа 30X10Г10Т для наплавки быстроизнашивающихся деталей // Свароч. пр-во. — 1966. — № 9. — С. 30–31.
3. Кулишенко Б. А., Шумяков В. А., Маслич С. Ю. Использование мартенситного превращения при деформации для повышения износостойкости наплавленного металла // Наплавка: опыт и эффективность применения. — Киев, 1985. — С. 76–79.
4. Филиппов М. А., Литвинов В. С., Немировский Ю. Р. Стали с метастабильным аустенитом. — М.: Металлургия, 1988. — 256 с.
5. Повышение работоспособности валков пилгримовых станков наплавкой новой порошковой проволокой ПП-35ЖН / А. И. Ковальчук, А. И. Олдаковский, Л. С. Малинов и др. // Свароч. пр-во. — 1984. — № 7. — С. 12–13.
6. Разработка и исследование новой порошковой ленты для наплавки колес мостовых кранов / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Я. Харланова и др. // Там же. — 1995. — № 10. — С. 22–25.
7. Малинов В. Л., Чigarev В. В. Влияние структуры на износостойкость наплавленного металла при различных видах ударно-абразивного износа // Вест. Приазов. гос. техн. ун-та: Мариуполь, 1997. — Вып. 3. — С. 141–144.
8. Cheiliakh Y., Chigarev V., Sheychenko G. The creation of a new economical (nickel free) powder-like wire for surfacing made of metastable metal, self-strengthened during wearing // 1-st Mediterranean conf.: Heat treatment and surface engineering in the manufacturing of metallic engineering components. — Sharm El-Sheikh, 1–3 Dec., 2009.
9. Акулов А. И., Алешин Н. П., Чернышев Г. Г. Сварка. Резка. Контроль. — Справ. в 2 т. — М.: Машиностроение, 2004. — Т. 2. — 1104 с.
10. А. с. 1820300 СССР, МКИ G01N 3/56. Установка для испытаний на ударно-абразивное изнашивание / А. П. Чейлях, И. М. Олейник. — Заявл. 12.05.91; Оpubл. 07.06.93, Бюл. № 21.
11. Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии. — Харьков: ННЦ ХФТИ, 2003. — 212 с.
12. Меськин В. С. Основы легирования стали. — М.: Металлургия, 1964. — 684 с.

The paper gives the results of studying the structure and phase transformations of metal deposited with flux-cored wire PP-Np-20Kh12G10SF. The possibility of controlling the content, degree of metastability of austenite and wear resistance of deposited metal of Fe–Cr–Mn system is shown.

Поступила в редакцию 28.02.2011



УДК 662.691.4

ДОПУСКАЕМОЕ ДАВЛЕНИЕ ДЛЯ ЗАПОЛНИТЕЛЯ ГЕРМЕТИЧНЫХ МУФТ, ИСПОЛЪЗУЕМЫХ ПРИ РЕМОНТЕ МАГИСТРАЛЬНЫХ ТРУБОПРОВОДОВ

Академик НАН Украины **В. И. МАХНЕНКО**, **Е. А. ВЕЛИКОИВАНЕНКО**, канд. физ.-мат. наук,
А. С. МИЛЕНИН, канд. техн. наук, **О. И. ОЛЕЙНИК**, **Г. Ф. РОЗЫНКА**, **Н. И. ПИВТОРАК**, инженеры
 (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены основные варианты усиления ослабленного дефектом утонения стенки трубопровода с помощью постановки герметичной муфты. Показано, что для варианта ремонтной технологии с использованием конструкции муфты с жидким наполнителем промежутка между стенками трубы и муфтой требуются тщательное обоснование, учитывающее свойства наполнителя при его полимеризации, а также соответствующая оценка несущей способности сварных швов.

Ключевые слова: ремонт трубопроводов под давлением, герметичные муфты, щелевые сварные швы, объемные изменения при полимеризации

В последние годы при ремонте обширных коррозионных дефектов стенки магистральных трубопроводов без вывода их из эксплуатации, т. е. под внутренним давлением газа или нефти, в Украине используют герметичные муфты различных конструкций, основная цель которых состоит в частичной разгрузке дефектного участка стенки трубопровода, что в ряде случаев является достаточным для изменения характеристики дефекта из «недопустимого» в «допустимый» [1].

Для линейной части трубопровода, загруженной в основном внутренним давлением, эффективность разгрузки дефектной стенки трубы муфтой зависит от множества конструктивных и технологических факторов, обеспечивающих контактное прилегание муфты к стенке трубы.

На рис. 1 представлены известные механические способы обеспечения прилегания стенок трубы и муфты, из которых видна трудоемкость и сложность выполненного контроля их эффективности. Значительно проще этот вопрос решается, если использовать соответствующий наполнитель зазора между стенками трубы и муфты. Муфты такого типа более привлекательны, поскольку позволяют надежно и просто обеспечить разгрузку дефектной стенки трубы за счет контролируемого давления в жидком наполнителе межстеночного зазора.

Приведенная на рис. 2 схема наглядно демонстрирует принцип работы конструкции, у которой имеются определенные достоинства и особенности. Среди последних следует назвать наличие кольцевых сварных швов δ , к которым примыкает зазор с наполнителем при давлении в последнем P_n , его максимальное значение регламентируется

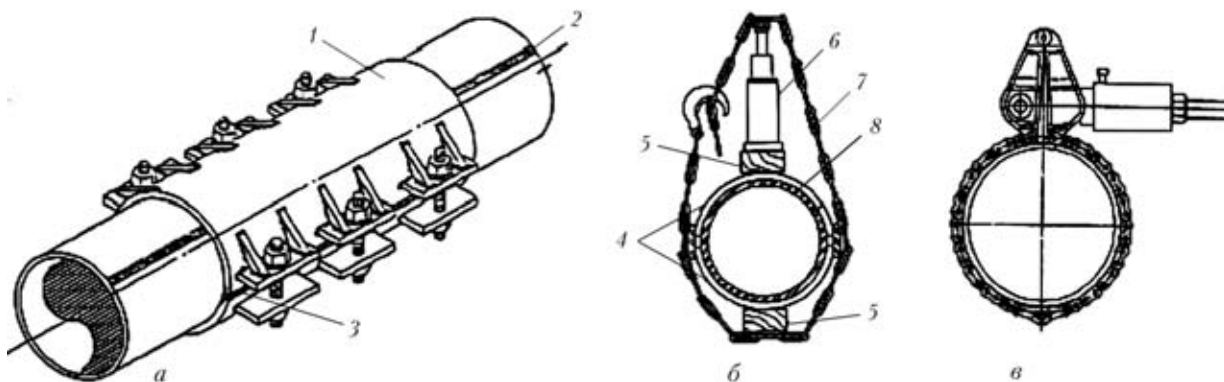


Рис. 1. Схематическое изображение механических способов обеспечения прилегания муфты к стенке трубы [2]: a — болтовой; b — стандартный; $в$ — с защемлением цепи; 1 — ремонтная муфта; 2 — продольный сварной шов; 3 — сварной шов с полным проплавлением и сплавлением с подложкой (наиболее употребимы два симметрично расположенных соединения); 4 — половины муфты с боковыми опорами; 5 — деревянная опорная рама; $б$ — гидравлический пресс; 7 — высокопрочная цепь; 8 — ремонтируемый трубопровод

© В. И. Махненко, Е. А. Великоиваненко, А. С. Миленин, О. И. Олейник, Г. Ф. Розынка, Н. И. Пивторак, 2011

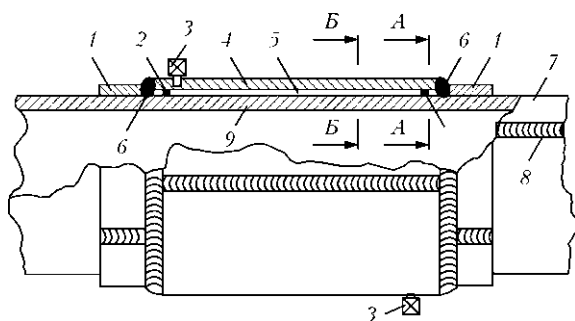


Рис. 2. Схема способа ремонта с помощью герметичной муфты с наполнителем [3]: 1 — технологические кольца; 2 — тонкостенное дополнительное кольцо; 3 — штуцер; 4 — муфта; 5 — наполнитель; 6 — кольцевые сварные швы; 7 — трубопровод; 8 — продольный шов; 9 — дефектный участок

авторами патента [3] вплоть до значения ремонтного давления в трубе $P_{\text{рем}}$.

При наличии стального кольца 2 (рис. 2), обеспечивающего необходимый зазор между стенками, в зоне примыкания образуется трещинообразная щель, т. е. кольцевые сварные швы 6 следует относить к так называемым щелевым соединениям, расчет которых выполняется на основе подходов механики разрушения тел с трещинами [4]. Предельное состояние для сварных соединений такого типа обычно формулируется из условия, что примыкающая острая полость-трещина находится в поле напряженного состояния, при котором выполняются условия ее спонтанного роста. Среди таких достаточно апробированных условий заслуживает внимания двухпараметрический критерий вязкохрупкого разрушения [4], связывающий параметр чисто хрупкого разрушения в вершине трещины $K_r = K_I/K_{IC}$ (где K_I — коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины нормального отрыва; K_{IC} — критическое значение этой величины для данного ма-

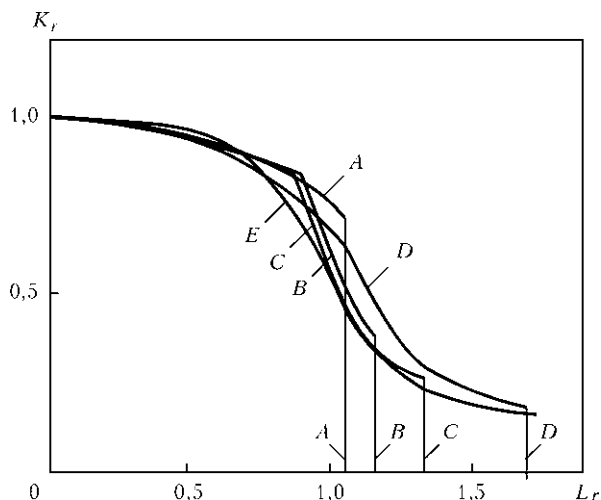


Рис. 3. Диаграммы предельного состояния $K_r = f(L_r)$ для конструкционных сталей разного типа: А — высокопрочная сталь EN408; В — сталь для сосудов давления А533В; С — низкоуглеродистая сталь с марганцем; D — аустенитная; E — расчетная кривая, полученная по зависимости (2)

териала) с параметром чисто вязкого разрушения для данной трещины $L_r = \sigma_{\text{ref}}/\sigma_T$ (где σ_{ref} — реферативное напряжение, условно имеющее место в вершине данной трещины при указанном значении нагружения и условии идеальной текучести материала с пределом текучести σ_T). Согласно [4] этот критерий можно представить в виде

$$K_r = f(L_r) \text{ при } L_r < L_r^{\max} \approx \frac{\sigma_T + \sigma_B}{2\sigma_T},$$

$$K_r = 0 \text{ при } L_r > L_r^{\max}, \quad (1)$$

где $f(L_r)$ — экспериментальная функция для данного материала (рис. 3).

Согласно [4] кривая $f(L_r)$ (рис. 3) для конструкционных сталей при $L_r < L_r^{\max}$ достаточно хорошо описывается зависимостью

$$f(L_r) = (1 - 0,14L_r^2)[0,3 + 0,7\exp(-0,65L_r^6)]. \quad (2)$$

Согласно [4] расчетное определение значений K_I и σ_{ref} для сварных соединений щелевого типа (рис. 2) удобно выполнять, предварительно рассчитав изгибающий момент M и перерезывающую силу Q , действующие в зоне сварного соединения на единицу его длины (по окружности), и используя следующие зависимости [4]:

$$K_I = \frac{0,5369}{\sqrt{h}} \left(Q \cos \varphi + \frac{8M}{h} \right), \quad (3)$$

$$\sigma_{\text{ref}} = \sqrt{\left(\frac{4M}{h^2} + \frac{Q \cos \varphi}{h} \right)^2 + 3 \left(\frac{Q \sin \varphi}{h} \right)^2}, \quad (4)$$

где h — минимальный размер от вершины острой полости в сварном шве до свободной поверхности (рис. 4); их два — h_1 и h_2 . Очевидно, что более консервативным является размер h_1 :

$$h_1 = \delta_m \cos \varphi; \cos \varphi = (1 + \beta^2)^{-0,5}; \beta = \frac{\delta_m + \Delta - \delta_{\text{т.к.}}}{a}. \quad (5)$$

Фактор безопасности $n \geq 1$ определяется по расчетным значениям K_r и L_r точками ηK_r и ηL_r на зависимости (2).

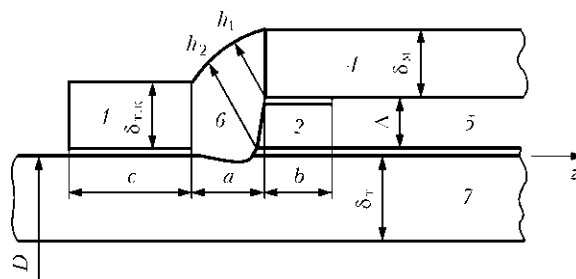


Рис. 4. Схема сечения кольцевого шва 6 с обозначениями элементов рис. 2



Из изложенного следует, что предельное состояние вязкохрупкого разрушения (спонтанный рост трещины — острой полости, примыкающей к кольцевому сварному шву) определяется изгибающим моментом M и перерезывающей силой Q , которые обусловлены внутренним давлением в трубе P_T и наполнителе P_H , а также геометрическими размерами сечения (см. рис. 4), т. е. диаметром трубопровода D , толщинами соответственно трубопровода δ_T , муфты δ_M и технологических колец $\sigma_{T,K}$, $\delta_{T,K}$, размерами сварного соединения c , a , b и межстеночным зазором Δ , а также соответствующими характеристиками материала K_{IC} , σ_T , σ_B сварного соединения в сечениях минимальных размеров h_1 и h_2 .

Для получения соответствующих количественных результатов в ИЭС им. Е. О. Патона с помощью компьютерной системы «Weldpredictions» разработана компьютерная программа для расчета методом конечных элементов напряженного состояния для соответствующих геометрических размеров и нагрузок — P_T и P_H . Момент M и перерезывающая сила Q в вершине острой полости вычисляли по нормальным напряжениям σ_{zz} в сечении $z = z_*$ (рис. 4), соответствующим вершине острой полости для ее роста по направлению h_1 либо h_2 .

Момент M можно представить в виде разности $M = M_1 - M_2$, где

$$M_1 = \int_{-\frac{\delta_M}{2}}^{\frac{\delta_M}{2}} \sigma_{zz} \xi d\xi; \quad M_2 = \int_{-\frac{\delta_T + \Delta}{2}}^{\frac{\delta_T + \Delta}{2}} \sigma_{zz} \xi d\xi, \quad (6)$$

для варианта распространения трещины по направлению h_1 и соответственно

$$M_1 = \int_{-\frac{\delta_M + \Delta}{2}}^{\frac{\delta_M + \Delta}{2}} \sigma_{zz} \xi d\xi; \quad M_2 = \int_{-\frac{\delta_T}{2}}^{\frac{\delta_T}{2}} \sigma_{zz} \xi d\xi \quad (7)$$

для варианта распространения трещины по направлению h_2 .

Соответствующие результаты расчета для трубопровода из стали X70 при $D = 1420$ мм, $\delta_T = 20$ мм и рабочем давлении $P_T = 7,5$ МПа приведены ниже для муфты длиной 1400 мм и толщиной $\delta_M = 14$ мм ($a = 20$ мм при ремонтном давлении $P_{рем} = 7,5$ МПа и $a = 14$ мм при $P_{рем} = 0,7 P_T = 5,25$ МПа).

Размеры технологических колец $\delta_{T,K}$ и c принимались следующими: $\delta_{T,K} = \delta_M$, $c = 140$ мм. Зазор Δ регулировали с помощью дополнительных колец 2 (см. рис. 4), имеющих ширину $b = 30$ мм.

В табл. 1–4 приведены расчетные данные изгибающих моментов M и перерезывающих сил Q для различных вариантов исходных данных и разрушения в направлении h_1 (см. рис. 4). На основе значений M и Q рассчитаны K_P , σ_{rep} а также

Таблица 1. Расчетные значения изгибающих моментов M и перерезывающих сил Q при $P_{рем} = P_T$, $a = 20$ мм, $\sigma_T = 440$ МПа

P_T , МПа	P_H , МПа	n	K_P , МПа·мм ^{1/2}	σ_{rep} , МПа	M , МПа·мм ²	Q , МПа·мм
$\Delta = 3$ мм, $h_1 = 13,845$ мм						
7,50	2,00	58,35	7,6	1,9	91,6	0
7,50	2,50	8,35	53,4	13,4	640,5	0
7,50	3,00	4,49	99,2	24,8	1189,6	0
7,50	3,50	3,08	145,0	36,3	1738,8	0
7,50	4,00	2,34	190,8	47,7	2288,0	0
7,50	4,50	1,88	236,6	59,2	2837,2	0
7,50	5,00	1,58	282,3	70,7	3386,4	0
7,50	5,50	1,36	328,1	82,1	3935,5	0
7,50	6,00	1,19	373,9	93,6	4484,7	0
7,50	6,50	1,05	422,7	105,0	5033,9	20,9
7,50	7,00	0,94	473,4	116,5	5583,1	54,6
7,50	7,50	0,85	523,4	127,8	6125,6	88,2
0	7,50	0,62	719,0	162,0	7763,2	497,3
$\Delta = 12$ мм, $h_1 = 12$ мм						
7,50	0,50	8,89	50,1	13,5	484,8	0
7,50	1,00	3,72	119,7	32,2	1159,1	0
7,50	1,50	2,78	160,0	43,0	1549,6	0
7,50	2,00	2,22	200,8	54,0	1944,1	0
7,50	2,50	1,84	241,6	64,9	2339,6	0
7,50	3,00	1,58	282,4	75,9	2735,2	0
7,50	3,50	1,38	323,4	86,9	3130,8	0,9
7,50	4,00	1,20	369,8	97,9	3526,4	36,4
7,50	4,50	1,07	416,1	108,9	3922,0	71,8
7,50	5,00	0,96	462,5	119,8	4317,6	107,3
7,50	5,50	0,88	508,8	130,8	4713,2	142,7
7,50	6,00	0,80	555,2	141,8	5108,8	178,1
7,50	6,50	0,74	601,5	152,8	5504,4	213,6
7,50	7,00	0,69	646,8	163,5	5890,6	248,8
7,50	7,50	0,65	690,4	173,8	6260,2	283,6
0	7,50	0,71	632,1	148,3	5342,4	518,9

Примечание. Здесь и в табл. 2–4: $D = 1400$ мм; $\sigma_T = 20$ мм; $\delta_M = 14$ мм; $b = 30$ мм, $c = 140$ мм.



коэффициент безопасности n при $K_{IC} = 1500 \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2}$ [4], $\sigma_T = 360$ и 440 МПа . Из этих данных видно, что изменение предела текучести от 440 до 360 МПа (соответственно стали X70 и X60) при $P_{\text{рем}} = P_T = 7,5 \text{ МПа}$ и $P_{\text{рем}} = 0,7P_T$ заметного влияния на допускаемое давление в наполнителе не оказывает $[P_H]$ при коэффициенте безопасности $n \approx 2$.

Существенное влияние оказывает зазор Δ . С его увеличением от 3 до 12 мм $[P_H]$ снижается от $4,3$ до $2,3 \text{ МПа}$ при $P_{\text{рем}} = P_T$ (табл. 1 и 2) и от $3,5$ до $1,7 \text{ МПа}$ (табл. 3 и 4) при $P_{\text{рем}} = 5,25 \text{ МПа}$.

Таблица 2. Расчетные значения изгибающих моментов M и перерезывающих сил Q при $P_{\text{рем}} = P_T$, $a = 20 \text{ мм}$, $\sigma_T = 360 \text{ МПа}$

$P_T, \text{ МПа}$	$P_H, \text{ МПа}$	n	$K_p, \text{ МПа} \cdot \text{мм}^{1/2}$	$\sigma_{\text{ref}}, \text{ МПа}$	$M, \text{ МПа} \cdot \text{мм}^2$	$Q, \text{ МПа} \cdot \text{мм}$
$\Delta = 3 \text{ мм}, h_1 = 13,845 \text{ мм}$						
7,50	2,00	56,62	7,8	2,0	94,0	0
7,50	2,50	8,28	53,6	13,4	642,9	0
7,50	3,00	4,47	99,4	24,9	1292,0	0
7,50	3,50	3,06	145,2	36,3	1741,2	0
7,50	4,00	2,32	191,0	47,8	1290,4	0
7,50	4,50	1,87	236,7	59,3	2839,6	0
7,50	5,00	1,57	282,7	70,7	3390,2	0
7,50	5,50	1,35	328,6	82,2	3940,8	0
7,50	6,00	1,19	374,5	93,7	4491,4	0
7,50	6,50	1,05	423,4	105,2	5042,1	20,8
7,50	7,00	0,94	472,3	116,2	5570,8	54,0
7,50	7,50	0,85	521,1	127,3	6099,8	87,1
0	7,50	0,64	690,7	155,3	7440,9	487,3
$\Delta = 12 \text{ мм}, h_1 = 12 \text{ мм}$						
7,50	0,50	8,81	50,3	13,5	486,9	0
7,50	1,00	3,69	119,9	32,2	1161,3	0
7,50	1,50	2,76	160,2	43,1	1551,7	0
7,50	2,00	2,20	201,0	54,0	1946,3	0
7,50	2,50	1,83	241,8	65,0	2341,8	0
7,50	2,50	1,57	282,7	76,0	2737,3	0
7,50	3,00	1,37	323,7	87,0	3132,9	1,0
7,50	3,50	1,20	370,0	97,9	3528,5	36,5
7,50	4,00	1,06	416,4	108,9	3924,1	71,9
7,50	4,50	0,96	462,7	119,9	4319,7	107,4
7,50	5,00	0,87	509,2	130,9	4716,7	142,7
7,50	5,50	0,80	555,7	141,9	5113,9	178,1
7,50	6,00	0,74	599,5	152,3	5486,6	212,9
7,50	6,50	0,69	643,5	162,7	5860,5	247,6
7,50	7,00	0,65	685,6	172,6	6217,5	281,3
0	7,50	0,76	585,5	136,3	4911,8	505,4

Повышение давления P_H выше указанного допускаемого $[P_H]$ нежелательно, поскольку при этом заметно снижается значение фактора безопасности n .

Рассматривали также вариант разрушения в направлении h_2 (см. рис. 4). Соответствующие результаты подтверждают высказанное выше предположение о более консервативном варианте разрушения в направлении h_1 .

Таким образом, из полученных результатов расчета (табл. 1–4) следует, что при указанных размерах герметичной муфты [2] и условиях заполнения межстеночного зазора можно рекомендо-

вать создавать давление из условия сохранения целостности кольцевых сварных швов на уровне $[P_H] = 4,3...4,5 \text{ МПа}$ при $P_{\text{рем}} = 5,25...7,50 \text{ МПа}$ и $\Delta = 3 \text{ мм}$. Увеличение значения Δ до 12 мм резко снижает допускаемое давление в наполнителе до $1,7...2,3 \text{ МПа}$. Поскольку во многих случаях значение зазора D находится в пределах 3 мм , а создаваемое давление P_H не превышает 4 МПа , то рассмотренная конструкция ремонтной муфты применительно к магистральным трубопроводам $D = 1420 \times 20 \text{ мм}$ из стали типа X60 и X70 вполне может обеспечить высокую разгрузку дефектной зоны в стенке трубопровода, естественно, при условии, что заданное значение давления жидкого наполнителя существенно не изменится после его полимеризации. Однако этот важный вопрос требует специального рассмотрения.

На данном этапе заслуживает внимания получение для конкретных размеров трубопровода и рассматриваемой муфты допускаемого давления P_H , поскольку рекомендации авторов работ [2] относительно верхней границы на уровне $P_{\text{рем}}$ являются недостаточно обоснованными. Рассмотрим, что происходит с давлением в наполнителе при затвердевании последнего. Известно, что переход из жидкого состояния в твердое связан с изменением свободного относительного объема при сохранении массы вещества. При условии несжимаемости жидкой фазы и коэффициенте объемного сжатия наполнителя

$$K_H = (1 - 2\nu_H)/E_H$$

(где E_H — модуль нормальной упругости стали и твердого наполнителя; ν_H — коэффициент Пуассона твердого наполнителя) для твердой фазы получим зависимость относительного изменения объема при переходе из жидкого в твердое состояние единицы массы



Т а б л и ц а 3. Расчетные значения изгибающих моментов M и перерезывающих сил Q при $P_{\text{рем}} = 0,7P_T$, $a = 20$ мм, $\sigma_T = 440$ МПа

$P_{\text{с}}$ МПа	$P_{\text{н}}$ МПа	η	$K_{\text{с}}$ МПа·мм ^{2/3}	$\sigma_{\text{с}}$ МПа	M МПа·мм ²	Q МПа·мм
$\Delta = 3$ мм, $h_1 = 13,7$ мм						
5.25	1.50	18.99	23.5	5.9	276.9	0
5.25	1.75	9.35	47.7	12.0	562.0	0
5.25	2.00	6.20	71.8	18.1	847.2	0
5.25	2.25	4.64	96.0	24.2	1132.3	0
5.25	2.50	3.71	120.2	30.3	1417.5	0
5.25	2.75	3.09	144.4	36.3	1702.6	0
5.25	3.00	2.64	168.6	42.4	1987.8	0
5.25	3.25	2.31	192.8	48.5	2272.9	0
5.25	3.50	2.05	216.9	54.6	2558.1	0
5.25	3.75	1.85	241.1	60.7	2843.2	0
5.25	4.00	1.68	265.3	66.8	3128.4	0
5.25	4.25	1.53	290.4	72.9	3413.5	6.6
5.25	4.50	1.41	317.1	78.9	3698.7	23.6
5.25	4.75	1.30	343.7	85.0	3983.8	40.7
5.25	5.00	1.20	370.4	91.1	4269.0	57.8
5.25	5.25	1.12	397.1	97.2	4554.1	74.8
5.50	5.25	1.14	390.7	96.1	4502.2	61.3
5.75	5.25	1.17	382.7	94.6	4431.9	47.2
6.00	5.25	1.19	374.6	93.1	4360.6	33.0
6.25	5.25	1.22	366.5	91.6	4289.3	18.8
6.50	5.25	1.24	358.4	90.0	4217.9	4.6
6.75	5.25	1.27	351.6	88.5	4146.6	0
7.00	5.25	1.29	345.6	87.0	4075.3	0
7.25	5.25	1.31	339.5	85.5	4003.9	0
7.50	5.25	1.34	333.5	83.9	3932.6	0
0	5.25	0.82	541.9	123.4	5778.9	357.1
$\Delta = 12$ мм, $h_1 = 10,63$ мм						
5.25	0.25	7.60	58.5	16.7	471.9	0
5.25	0.50	4.37	101.7	29.1	820.7	0
5.25	0.75	3.52	126.2	36.1	1018.4	0
5.25	1.00	2.95	150.8	43.1	1217.1	0
5.25	1.25	2.53	175.5	50.1	1416.1	0
5.25	1.50	2.22	200.2	57.2	1615.1	0
5.25	1.75	1.98	224.8	64.2	1814.2	0
5.25	2.00	1.78	249.5	71.3	2013.3	0
5.25	2.25	1.62	274.2	78.3	2212.3	0
5.25	2.50	1.48	300.0	85.4	2411.4	6.7
5.25	2.75	1.36	327.5	92.4	2610.4	23.8
5.25	3.00	1.25	354.9	99.5	2809.5	40.9
5.25	3.25	1.16	382.4	106.5	3008.6	58.1
5.25	3.50	1.09	409.9	113.6	3207.6	75.2
5.25	3.75	1.02	437.4	120.6	3406.7	92.3
5.25	4.00	0.96	464.9	127.7	3605.8	109.4
5.25	4.25	0.90	492.4	134.7	3804.8	126.6
5.25	4.50	0.86	519.9	141.7	4003.9	143.7
5.25	4.75	0.81	547.4	148.8	4202.9	160.8
5.25	5.00	0.77	574.9	155.8	4402.0	177.9
5.25	5.25	0.74	602.4	162.9	4601.1	195.0
5.50	5.25	0.74	604.3	163.8	4626.9	187.4
5.75	5.25	0.73	605.6	164.6	4648.3	179.2
6.00	5.25	0.73	606.9	165.3	4669.5	170.9
6.25	5.25	0.73	608.2	166.1	4690.7	162.7
6.50	5.25	0.73	609.4	166.8	4711.9	154.5
6.75	5.25	0.73	610.7	167.6	4733.1	146.2
7.00	5.25	0.73	612.0	168.3	4754.3	138.0
7.25	5.25	0.73	613.2	169.1	4775.5	129.8
7.50	5.25	0.72	614.5	169.8	4796.7	121.5
0	5.25	0.81	553.6	141.3	3991.2	357.7

Т а б л и ц а 4. Расчетные значения изгибающих моментов M и перерезывающих сил Q при $P_{\text{рем}} = 0,7P_T$, $a = 20$ мм, $\sigma_T = 360$ МПа

$P_{\text{с}}$ МПа	$P_{\text{н}}$ МПа	η	$K_{\text{с}}$ МПа·мм ^{2/3}	$\sigma_{\text{с}}$ МПа	M МПа·мм ²	Q МПа·мм
$\Delta = 3$ мм, $h_1 = 13,7$ мм						
5.25	1.50	18.90	23.5	5.9	276.9	0.0
5.25	1.75	9.31	47.7	12.0	562.0	0.0
5.25	2.00	6.18	71.8	18.1	847.2	0.0
5.25	2.25	4.62	96.0	24.2	1132.3	0.0
5.25	2.50	3.69	120.2	30.3	1417.5	0.0
5.25	2.75	3.07	144.4	36.3	1702.6	0.0
5.25	3.00	2.63	168.6	42.4	1987.8	0.0
5.25	3.25	2.30	192.8	48.5	2272.9	0.0
5.25	3.50	2.05	216.9	54.6	2558.1	0.0
5.25	3.75	1.84	241.1	60.7	2843.2	0.0
5.25	4.00	1.67	265.3	66.8	3128.4	0.0
5.25	4.25	1.53	290.4	72.9	3413.5	6.6
5.25	4.50	1.40	317.1	78.9	3698.7	23.6
5.25	4.75	1.29	343.7	85.0	3983.8	40.7
5.25	5.00	1.20	370.4	91.1	4269.0	57.8
5.25	5.25	1.12	397.1	97.2	4554.1	74.8
5.50	5.25	1.14	390.7	96.1	4502.2	61.3
5.75	5.25	1.16	382.7	94.6	4431.9	47.2
6.00	5.25	1.19	374.6	93.1	4360.6	33.0
6.25	5.25	1.21	366.5	91.6	4289.3	18.8
6.50	5.25	1.24	358.4	90.1	4218.8	4.5
6.75	5.25	1.26	351.8	88.5	4148.1	0.0
7.00	5.25	1.28	345.7	87.0	4076.8	0.0
7.25	5.25	1.31	339.8	85.5	4006.4	0.0
7.50	5.25	1.33	333.8	84.0	3935.8	0.0
0	5.25	0.83	536.8	122.2	5723.5	354.6
$\Delta = 12$ мм, $h_1 = 10,63$ мм						
5.25	0.25	7.56	58.5	16.7	471.9	0.0
5.25	0.50	4.35	101.7	29.1	820.7	0.0
5.25	0.75	3.50	126.2	36.1	1018.4	0.0
5.25	1.00	2.93	150.8	43.1	1217.1	0.0
5.25	1.25	2.52	175.5	50.1	1416.1	0.0
5.25	1.50	2.21	200.2	57.2	1615.1	0.0
5.25	1.75	1.97	224.8	64.2	1814.2	0.0
5.25	2.00	1.77	249.5	71.3	2013.3	0.0
5.25	2.25	1.61	274.2	78.3	2212.3	0.0
5.25	2.50	1.47	300.0	85.4	2411.4	6.7
5.25	2.75	1.35	327.5	92.4	2610.4	23.8
5.25	3.00	1.25	354.9	99.5	2809.5	40.9
5.25	3.25	1.16	382.4	106.5	3008.6	58.1
5.25	3.50	1.08	409.9	113.6	3207.6	75.2
5.25	3.75	1.01	437.4	120.6	3406.7	92.3
5.25	4.00	0.95	464.9	127.7	3605.8	109.4
5.25	4.25	0.90	492.4	134.7	3804.8	126.6
5.25	4.50	0.85	519.9	141.7	4003.9	143.7
5.25	4.75	0.81	547.4	148.8	4202.9	160.8
5.25	5.00	0.77	574.9	155.8	4402.0	177.9
5.25	5.25	0.74	602.4	162.9	4601.1	195.0
5.50	5.25	0.73	604.3	163.8	4626.9	187.4
5.75	5.25	0.73	605.6	164.6	4648.3	179.2
6.00	5.25	0.73	606.9	165.3	4669.5	170.9
6.25	5.25	0.73	608.2	166.1	4690.7	162.7
6.50	5.25	0.73	609.4	166.8	4711.9	154.5
6.75	5.25	0.72	610.7	167.6	4733.1	146.2
7.00	5.25	0.72	612.1	168.3	4755.1	137.9
7.25	5.25	0.72	613.4	169.1	4777.0	129.6
7.50	5.25	0.72	614.7	169.8	4798.2	121.4
0	5.25	0.83	536.0	136.5	3855.6	353.1

$$\frac{\Delta V}{V} = 3K_n(\sigma_{\text{тв}} - \sigma_{\text{ж}}) + \frac{\gamma_{\text{т}} - \gamma_{\text{ж}}}{V}, \quad (8)$$

где $\sigma_{\text{тв}}$, $\sigma_{\text{ж}}$ — давление с обратным знаком в твердой $\sigma_{\text{тв}}$ и жидкой фазе, т. е. $\sigma_{\text{ж}} = -P_{\text{н}}$; $\gamma_{\text{т}}$, $\gamma_{\text{ж}}$ — объем твердой и жидкой фазы единичной массы.

Значение $(\gamma_{\text{т}} - \gamma_{\text{ж}})/V$ является константой данной среды (например, для эпоксидной смолы оно составляет приблизительно $-0,06$ [5 и др.]).

Если затвердевание происходит без нарушения целостности наполнителя и при сохранении связей с трубой и муфтой, то $\Delta V/V = 0$ и



$$\sigma_{\text{тв}} = \sigma_{\text{ж}} - \frac{1}{3K_{\text{н}}} \frac{\gamma_{\text{т}} - \gamma_{\text{ж}}}{V}. \quad (9)$$

Поскольку давление сжатия $\sigma_{\text{ж}}$ — величина отрицательная, то при $(\gamma_{\text{т}} - \gamma_{\text{ж}})/V < 0$ затвердевание сопровождается снижением сжатия в наполнителе. Чем меньше значение $K_{\text{н}}$ в твердом наполнителе, тем интенсивнее происходит это снижение.

Например, для полиуретана, широко используемого в Украине, значение $K_{\text{н}}$ находится на уровне $0,002 \text{ МПа}^{-1}$, т. е. при $(\gamma_{\text{т}} - \gamma_{\text{ж}})/V$ оно ниже $-0,03$. Условие сохранения $\sigma_{\text{тв}} < 0$ требует, чтобы исходное давление в наполнителе $P_{\text{н}} = -\sigma_{\text{ж}}$ было выше $\frac{0,03}{3 \cdot 0,002} = 5 \text{ МПа}$, что, как следует из

изложенного выше, находится на пределе конструктивных возможностей кольцевых швов сварных соединений рассматриваемых муфт [3].

Более того, следует учитывать, что получение в затвердевшем наполнителе значения $\sigma_{\text{тв}}$ на уровне нуля при низком значении коэффициента объемного сжатия $K_{\text{н}} = (1 - 2\nu_{\text{н}})/E_{\text{н}}$ может привести к недостаточной разгрузке дефектной стенки, т. е. повлиять на эффективность работы муфты, что потребует дополнительного увеличения $P_{\text{н}}$ на 2...3 МПа.

Получается, что конструкция муфты и ее сварные швы должны выдерживать внутрискладочное давление на уровне рабочего давления газа в трубе, что вполне реально, если по той или иной причине дефект стенки трубы под муфтой становится сквозным.

Оценить степень разгрузки дефектного участка трубопровода за счет постановки герметичной муфты с наполнителем можно, используя приближенную зависимость

$$\Delta P = -\sigma_{\text{рес}}^{\text{н}} + \frac{P - P_{\text{рем}}}{\frac{\delta_{\text{т}}}{1 + \frac{\delta_{\text{т}}}{\delta_{\text{м}}}} + A_{\text{н}}}, \quad A_{\text{н}} = K_{\text{н}} \frac{E \delta_{\text{т}}}{(D/2)^2}, \quad (10)$$

где ΔP — часть рабочего давления P , снимаемого за счет герметичной муфты с наполнителем в зазоре между стенками трубы и муфты; $\sigma_{\text{рес}}^{\text{н}}$ — ос-

таточное среднее нормальное напряжение в твердом наполнителе; $K_{\text{н}} = (1 - 2\nu_{\text{н}})/E_{\text{н}}$ — коэффициент объемного сжатия в твердом наполнителе; $\delta_{\text{н}}$ — толщина наполнителя.

В случае чисто механического контакта трубы и муфты в (10) $\delta_{\text{н}} = 0$, $A_{\text{н}} = 0$ и соответственно

$$\sigma_{\text{рес}}^{\text{н}} = 0. \text{ При этом } \Delta P \text{ из (10) } \Delta P = \frac{P - P_{\text{рем}}}{\delta_{\text{м}} + \delta_{\text{т}}} \delta_{\text{м}}$$

зависит от $P - P_{\text{рем}}$ и может быть недостаточной для эффективной разгрузки дефектного участка стенки. Здесь более широкие возможности связаны с использованием наполнителя. Однако при этом геометрические размеры муфты и сварных соединений должны гарантировать получение соответствующего значения $\sigma_{\text{рес}}^{\text{н}}$ в затвердевшем наполнителе.

Выводы

1. Конструкции герметичных муфт с наполнителем, рекомендуемые в современной литературе для ремонта дефектов утонения стенок магистральных трубопроводов без вывода их из эксплуатации, в ряде случаев являются недостаточно обоснованными, поскольку сварные соединения не могут выдержать внутреннее давление жидкого наполнителя на уровне рабочего давления газа в трубе.

2. При разработке таких конструкций следует обратить особое внимание на изменение свойств наполнителя при его затвердевании с позиций обеспечения необходимого давления для эффективной разгрузки дефектного участка стенки трубопровода.

1. *Fitness-for-service Recommended Practice 579*. — American Petroleum Institute, 2000. — 625 p.
2. *Updated pipeline repair manual*. — Revision by Edison Welding Institute, 2006. — 82 p.
3. *Пам. 77931 Україна, МПК F 16 L 55/16, B 23 K 31/02*. Спосіб ремонту дефектної ділянки трубопроводу, що знаходиться під тиском / В. С. Бут, Я. С. Марчук, О. П. Подоляна та ін. — Опубл. 15.01.2007.
4. *Махненко В. И.* Ресурс безопасной эксплуатации сварных соединений и узлов современных конструкций. — Киев: Наук. думка, 2006. — 618 с.
5. *Zarelli V., Skordos A. A., Partridge I. K.* Investigation of cure induced shrinkage in unreinforced epoxy resin // *Plastics, rubber and composites processing and application*. — 2000. — № 31. — P. 377–384.

Main variants of strengthening of the pipeline wall thinning by installing a sealed sleeve are considered. It is shown that the variant of the repair technology involving a sleeve design with a liquid filler of the gap between the pipe walls and sleeve requires that thorough substantiation allowing for properties of the filler during polymerisation, as well as corresponding evaluation of the load-carrying capacity of the welds be provided.

Поступила в редакцию 30.03.2011



ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ПРИ СВАРКЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКОЙ В ВАКУУМЕ

Академик НАН Украины **И. М. НЕКЛЮДОВ**, **Б. В. БОРЦ**, канд. техн. наук, **В. И. ТКАЧЕНКО**, д-р физ.-мат. наук
(Нац. науч. центр «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины)

Представлены особенности формирования границы соединения разнородных материалов в твердой фазе и показано ее влияние на временное сопротивление в зависимости от пластичности соединяемых материалов. Экспериментальные результаты сопоставлены с теоретической моделью, в которой учтены пластическая деформация материалов при температуре их соединения, а также сдвиговые усилия, возникающие при прокатке материала и играющие определяющую роль в процессе соединения материалов в твердой фазе. Приведены результаты экспериментов рентгеновского микроанализа, металлографии, а также исследований границы соединения образцов в твердой фазе, включающие испытания на растяжения, микро- и нанотвердость. Полученные данные позволили сделать выводы о возможности формирования прочностных характеристик границы соединения разнородных металлов.

Ключевые слова: сварка прокаткой в вакууме, твердая фаза, граница соединения, особенности формирования, прочность, пластичность

Сварка в твердой фазе разнородных материалов способом горячей прокатки в вакууме открыла новые перспективные направления в применении данного способа соединения в промышленности [1–5]. Известные способы соединения разнородных материалов основываются на пластическом деформировании материала и, как правило, в одноосном направлении. Теория соединения в твердой фазе развивалась применительно к этим технологиям [3]. Особенности распределения атомов в металлах при импульсном воздействии исследованы в работе [6]. Процессы пластической деформации экспериментально изучены в работах [7–9]. Проблема массопереноса исследована в работах [7, 10, 11], а явление фазообразования в условиях повышенных скоростей деформирования разнородных материалов при сварке давлением — в работах [7, 12].

Способ горячей прокатки в вакууме [13–17] существенно меняет теоретическое представление о понимании явления соединения в твердой фазе больших массивных пластин из разнородных материалов по толщине и длине. Сварка в твердой фазе разнородных материалов способом прокатки обеспечивается пластической деформацией материалов. Причем материал с большей пластичностью деформируется больше и скользит по материалу с меньшей пластичностью. При скольжении и воздействии сил, сжимающих пластины, возникают силы трения, происходит очистка приповерхностных слоев, а при дальнейшем дефор-

мировании — соединение материалов в твердой фазе [18–21].

Сухое трение скольжения между пластичными твердыми материалами является примером макроскопического свойства, контролируемого локализованной пластической деформацией на мезоуровне, тогда как структура на атомном уровне и состав контактирующих поверхностей являются определяющими факторами для соединения материалов в твердой фазе. Взаимосвязь между контактирующими твердыми телами и разупорядочением на атомном уровне теоретически прослеживалась в зоне поверхности раздела [22].

Целью настоящей работы является исследование процессов, происходящих при сварке разнородных материалов в твердой фазе способом горячей прокатки в вакууме, определение закономерностей изменения временного сопротивления границы σ_v твердофазного соединения, комплексное исследование способами рентгеновского микроанализа и металлографии границы соединения образцов и испытание ее на растяжение, микро- и нанотвердость для изучения процессов, влияющих на прочность границы соединения.

Соединение разнородных металлов в твердой фазе осуществляли при высокой температуре на вакуумном прокатном стане ДУО-170 (рис. 1). Установка состоит из вакуумной системы, обеспечивающей вакуум $p = 1 \cdot 10^{-2} \dots 1 \cdot 10^{-3}$ Па, печи нагрева образцов до температуры $T \approx 900 \dots 1200$ °С и валковой камеры, обеспечивающей скорость прокатки $v_0 = 0,03 \dots 0,30$ мс⁻¹ и усилие обжатия $P = (2 \dots 32) \cdot 10^2$ МПа.

Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе «Olympus GX-51». Спектры микрорентгеновского анализа получали с помощью растрового электронного микроскопа

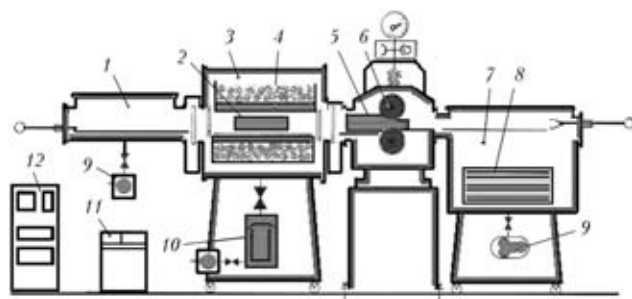


Рис. 1. Схема вакуумного прокатного стана для соединения разнородных материалов в твердой фазе [14]: 1 — камера загрузки; 2 — свариваемый пакет пластин в печи; 3 — вакуумная печь; 4 — керамический изолятор; 5 — свариваемый пакет пластин в валковой камере; 6 — валки; 7 — камера выгрузки и сбора готовой продукции; 8 — готовая продукция в сборнике проката; 9, 11 — стойки управления технологическим процессом прокатки; 10 — вакуумная система, состоящая из диффузионного и форвакуумных насосов; 12 — автоматизированная система контроля и управления технологическим процессом прокатки

«ZEISS-EVO-50», укомплектованного энергодисперсионным анализатором «INCA-450». Изменения микро- и нанотвердости изучали на поверхности в перпендикулярном направлении относительно границы соединения материалов на микро-LECO LM-700 и нанотвердомере «Nana Indenter G200, MTS Systems» (USA). Для испытаний на растяжение использовали машину «Instron 5581», оснащенную вакуумной камерой с печью нагрева до 1100 °С.

На вакуумном прокатном стане проведены эксперименты по соединению в твердой фазе нержавеющей стали и углеродистой стали типа стали 20. Соединение разнородных материалов в твердой фазе проходило способом горячей прокатки пакета пластин при температуре 1100 °С и в вакууме $p = 1 \cdot 10^{-2}$ Па. Затем для испытаний на разрыв из плиты полученного композита биметаллов вырезали образцы, которые испытывали на машине «Instron 5581». На рис. 2 хорошо видно, что временное сопротивление σ_b границы соединения выше, чем у менее прочного материала, а именно у стали 20. В данном случае разрыв полученного композита произошел по стали 20, временное сопротивление σ_b составляло 430 МПа. Граница твердофазного соединения значительно прочнее, чем сталь 20.

Для понимания процессов, протекающих при соединении разнородных материалов в твердой фазе, выбран пакет, состоящий из разнородных материалов 12X18H10T – Cu–Nb–Ti. Причем материалы Cu–Nb в диапазоне 0,58...0,73 ат. % по диаграмме состояния между собой растворимы при температуре 800...1000 °С. Менее прочным материалом в данной композиции является медь. Поэтому представляет интерес выяснить влияние близлежащих материалов на прочность медной прослойки. С этой целью проведены испытания

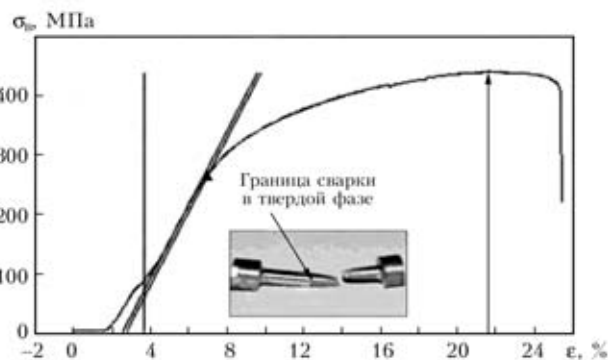


Рис. 2. Диаграмма растяжения композита 12X18H10T–сталь 20 при температуре 20 °С (на фото представлен разрушенный образец по стали 20)

образцов (рис. 3) на разрыв в зависимости от толщины медной прослойки и температуры испытаний. Испытания проводили в вакуумной камере, оснащенной нагревателем до 1100 °С. Переменным параметром в данном эксперименте является толщина медной прослойки (0,075, 0,350 и 1,500 мм).

Проведенные испытания показали, что разрыв всегда происходит по наименее прочному материалу, в данном случае по меди. Причем при испытаниях материала с различной толщиной медной прослойки временное сопротивление соединения возрастает с уменьшением толщины медной прослойки. На рис. 4 показана зависимость временного сопротивления σ_b нержавеющей сталей и медной прослойки различной толщины от температуры.

Из результатов экспериментов по определению временного сопротивления композита следует, что его прочность зависит от толщины медной прослойки: чем она тоньше, тем выше временное сопротивление композиционного материала. Так, при толщине медной прослойки 1,500 мм σ_b композита приближается по значению к σ_b меди (200 МПа) при $T = 20$ °С. При тех же условиях, но более тонкой прослойке меди (0,350 мм) временное сопротивление композита возрастает, а при толщине медной прослойки 0,075 мм значение σ_b композита увеличивается, приближаясь к временному сопротивлению композиционного

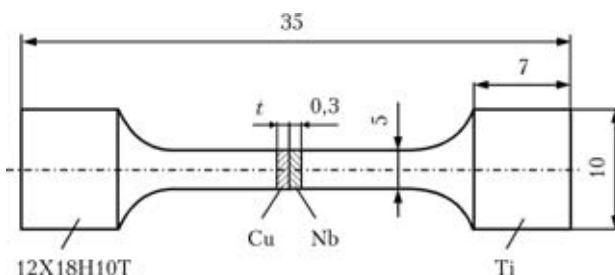


Рис. 3. Схема образца для испытаний на разрыв материалов, сваренных в твердой фазе

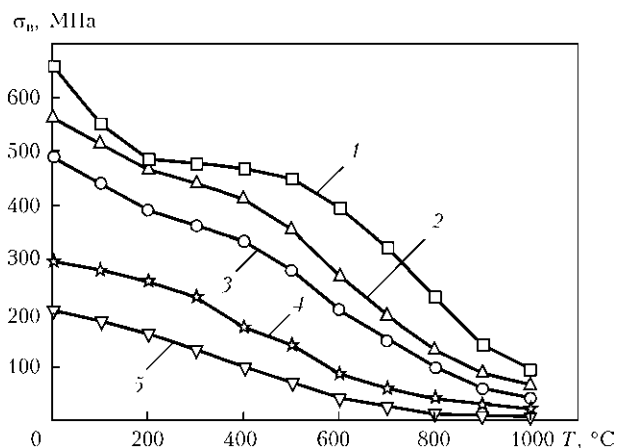


Рис. 4. Температурная зависимость временного сопротивления $\sigma_{\text{в}}$: 1 — сталь 12X18H10T; 2–4 — нержавеющая сталь–медная прослойка толщиной соответственно 0,75, 0,35 и 1,5 мм; 5 — медь

материала, и составляет 550 МПа. Тот же эффект имеет место при температуре вплоть до 1000 °C.

Данный эффект можно объяснить с помощью спектров распределения этих материалов на границах соединения металлов в твердой фазе (рис. 5).

Рассмотрим в слоистом композите границы соединения 12X18H10T–Cu и Cu–Nb. В соответствии с описанным выше механизмом соединения материалов в твердой фазе и на основании спектров, приведенных на рис. 5, видим, что атомы нержавеющей стали, состоящие из железа, хрома, никеля и ниобия, осуществляют с медью механическое смешивание и переносятся в медную прослойку, расположенную между двумя металлами. Атомы 12X18H10T и ниобия перемещаются за счет сухого трения скольжения трущихся поверхностей в медную прослойку с двух сторон навстречу друг другу на глубину до нескольких десятков микрометров. Подобный механизм механического смешивания и перемещения атомов

одного материала в другой рассчитан способом молекулярной динамики в работе [23]. Таким образом, медная прослойка получается упрочненной железом, хромом и никелем, с одной стороны, и атомами ниобия, с другой. Из рис. 4 видна зависимость временного сопротивления от температуры твердофазного соединения композиции 12X18H10T–Cu–Nb–Ti, выполненного способом горячей прокатки в вакууме, тем выше, чем тоньше медная прослойка и тем больше она наполняется атомами металлов, прилегающих с обеих сторон. В рассматриваемом случае наивысшая прочность в эксперименте достигается при толщине прослойки меди 0,075 мм, близкой к прочности нержавеющей стали, и уменьшается при увеличении толщины медной прослойки.

Для подтверждения изменения прочности границ соединения проводили исследования характеристик свойств материала их микро- и нанотвердости. Нанотвердость измеряли как можно ближе к границе твердофазного соединения. Так, наноиндентор позволяет подойти к границе соединения на расстояние около 0,15 мкм, в то время как микротвердомер LM-700 с минимальной нагрузкой 10 Н для меди позволяет получать достоверные результаты на расстоянии не менее 6 мкм от границы соединения.

Структура соединения, полученная при металлографическом исследовании соединения материалов в твердой фазе 12X18H10T–Cu–Nb–Ti, показана на рис. 6, из которого видно, что границы соединения образуют чистые стыки без возникновения на границах интерметаллидных зон. Это особенно важно при измерении нано- и микротвердости образцов.

На рис. 7, где показано изменение микро- и нанотвердости на границе соединения двух металлов, хорошо видно, что материалы от границы соединения (координата 0) вправо и влево изме-

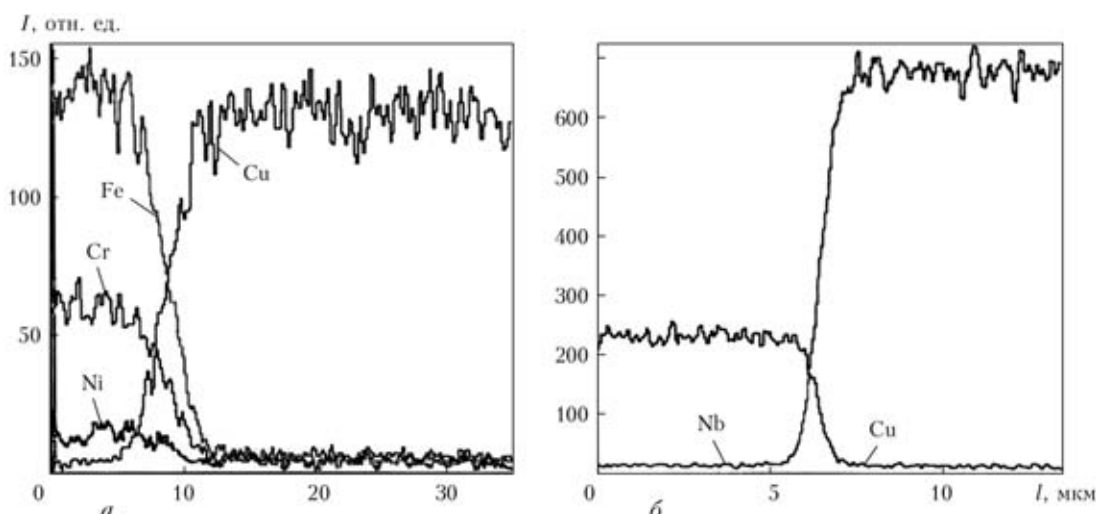


Рис. 5. Спектры микрорентгенофлуоресцентного анализа вблизи границ соединения металлов в твердой фазе: а — 12X18H10T–Cu; б — Cu–Nb

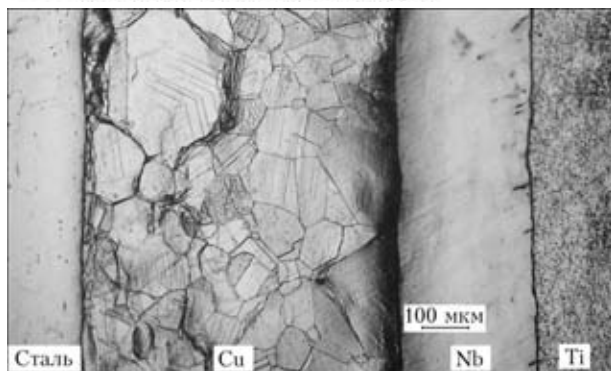


Рис. 6. Микроструктура, полученная при металлографическом исследовании соединения в твердой фазе 12X18H10T–Cu–Nb–Ti

няют свои прочностные характеристики. Менее прочный материал (медь) вблизи границы соединения упрочняется, как со стороны нержавеющей стали, так и со стороны ниобия. В то же время на границе соединения нержавеющей стали и ниобия с медью прочность уменьшается.

В работе [24] представлена модель расчета, позволяющая прогнозировать на основе формирования материалов относительное временное сопротивление границы соединения разнородных металлов. В отличие от описанной модели в работе [3] разработанная учитывает силы сдвига ме-

талла относительно друг друга, создаваемые валками вдоль границы соединения металлов.

В соответствии с предложенной моделью относительное временное сопротивление на границе соединения разнородных металлов можно определить из выражения:

$$\sigma_{B}^{M_1+M_2} \equiv \frac{\sigma_{B}^{M_1+M_2}}{\sigma_{B}^{M_1}} = \frac{1}{2} \frac{kT}{E_A} \frac{P_{pl}}{P_*} \frac{\sigma_{Sp}^M}{\sigma_{S0}^M} \frac{\sigma_{S0}^{M_2} + \sigma_{Sp}^{M_1}}{\sigma_{S0}^{M_2} - \sigma_{Sp}^{M_1}} \times \ln \left(\frac{\sigma_{S0}^{M_2}}{\sigma_{Sp}^{M_1}} \right) \equiv \frac{Q_{M_1+M_2} (\sigma_{S0}^{M_2} / \sigma_{Sp}^{M_1})}{Q_{M_1+M_1} (\sigma_{S0}^{M_1} / \sigma_{Sp}^{M_1})} \quad (1)$$

где $\sigma_{B}^{M_1+M_2}$ — временное сопротивление границы соединения металлов M_1 и M_2 .

Необходимо отметить, что значения параметра $Q_{M_1+M_1} (\sigma_{S0}^{M_1} / \sigma_{Sp}^{M_1})$ для однородных металлов всегда больше единицы.

В выражении (1) величина E_A должна быть отнесена к более пластичному металлу M_1 ($\sigma_{B}^{M_2} > \sigma_{B}^{M_1}$).

Из формулы (1) следует, что предельные значения диапазона временного сопротивления на границе соединения двух разнородных металлов мож-

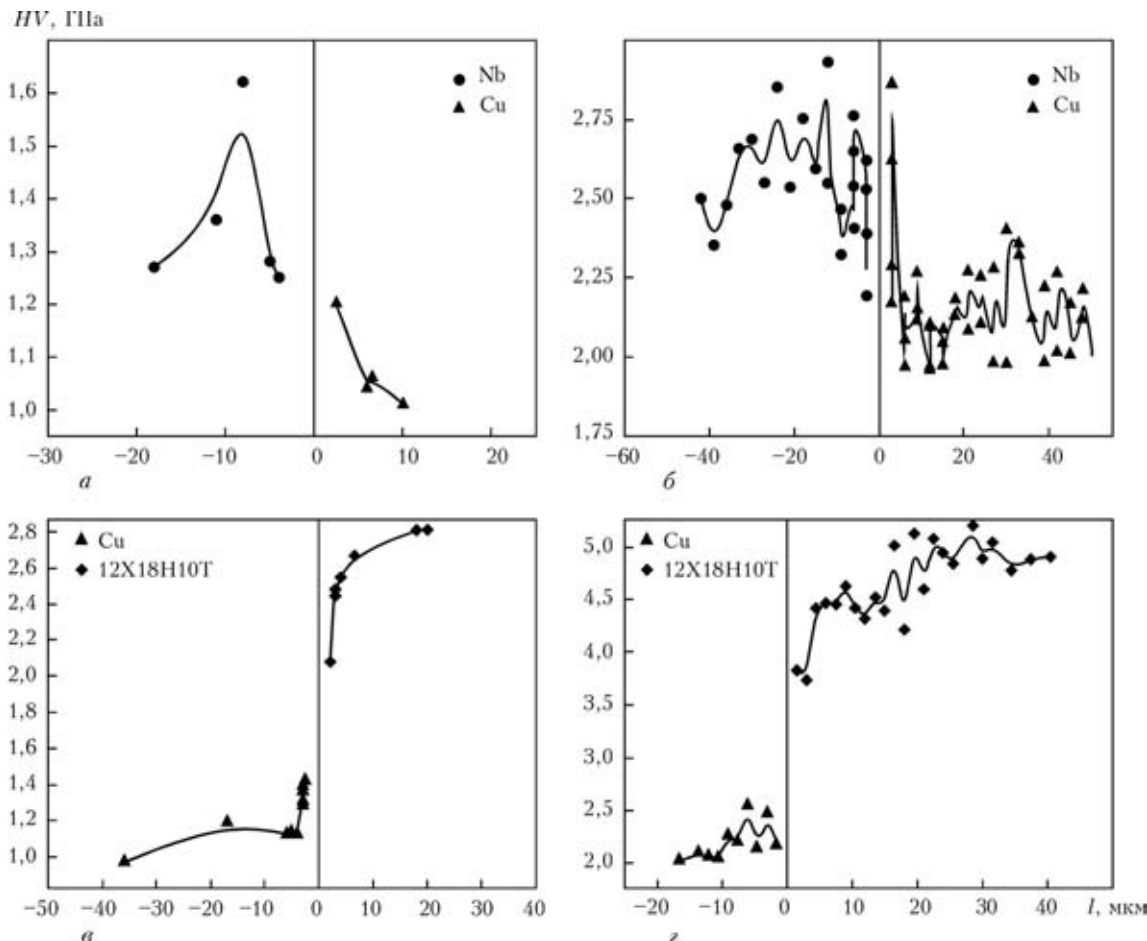


Рис. 7. Изменение микро- (а, в) и нанотвердости (б, г) при максимальной нагрузке на границе соединения Nb–Cu (а, б) и Cu–12X18H10T (в, г)



но определить, полагая $M_1 \rightarrow M_2$ или $M_2 \rightarrow M_1$. Тогда для значения нижнего предела диапазона имеем $\sigma_B^{M_1+M_2}|_{M_2 \rightarrow M_1} = \sigma_B^{M_1}$. При $M_1 \rightarrow M_2$ нетрудно определить верхний предел этого диапазона $\sigma_B^{M_1+M_2}|_{M_1 \rightarrow M_2} = \sigma_B^{M_2}$.

Таким образом, значение временного сопротивления на границе соединения двух разнородных металлов в твердой фазе должно удовлетворять неравенству

$$\sigma_B^{M_1} \leq \sigma_B^{M_1+M_2} \leq \sigma_B^{M_2}. \quad (2)$$

Оценим из выражения (1) временное сопротивление на границе соединения двух разных металлов. Для этого в (1) введем коэффициент расширения диапазона пластичности $g = \sigma_{S0}^{M_2} / \sigma_{S0}^{M_1}$. Необходимо отметить, что $\sigma_{S0}^{M_1}$ и $\sigma_{S0}^{M_2}$ определяются временным сопротивлением соответственно металлов M_1 и M_2 .

На рис. 8, где приведена зависимость $Q = \ln \frac{\sigma_B^{M_1+M_2}}{\sigma_B^{M_1}}$ от параметра g , экспериментально

измеренные точки 1, 2 имеют координаты $Q = 1,2 \pm 0,24$, $g_1 = 1,3$; $Q_2 = 2,738 \pm 0,55$, $g_2 = 2,311$ и хорошо описываются теоретической моделью, представленной в работе [24]. Погрешность измерений относительного предела прочности $Q_{1,2}$ определялась погрешностью измерений микротвердости твердых сплавов. Из данной модели следует, что с увеличением коэффициента расширения диапазона пластичности соединяемых в твердой фазе двух разнородных металлов увеличиваются прочностные характеристики границы композитов по сравнению с временным сопротивлением более мягкого металла. Такое увеличение происходит до тех пор, пока диапазон прочности композита не определяется более твердым металлом. В этом случае относительное временное сопротивление границы композита определяется временным сопротивлением более твердого металла.

При вакуумной горячей прокатке активация поверхностей происходит за счет пластической деформации со сдвигом [18], вызванной сухим трением-скольжением поверхностей, подлежащих сварке в твердой фазе. Этот механизм очистки поверхности наиболее эффективно разрушают пленки оксидов и обеспечивают при скольжении одного материала по другому смешивание их поверхностных атомов (рис. 9).

Экспериментально установлено, что сухое скольжение между ковкими металлами вызывает износ и при прокатке интенсивную пластическую деформацию.

Пластическая деформация со сдвигом двух разнородных материалов приводит к повороту

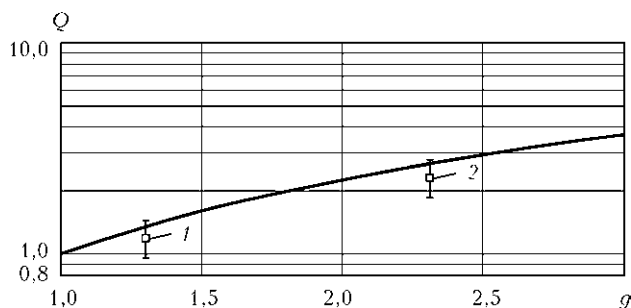


Рис. 8. Зависимость относительного временного сопротивления Q соединения металлов от коэффициента расширения диапазона пластичности g : 1, 2 — соответственно экспериментальные значения Q для соединения металлов 12X18H10T – 20 и 12X18H10T – Cu

кристаллической решетки [25] при одновременном скольжении одного материала по другому. Таким образом получают очищенные от оксидов ювенильные поверхности соединяемых материалов. При трении одного материала по другому происходит механическое смешивание и взаимный перенос атомов двух металлов, что хорошо видно на рис. 5. На очищенных свариваемых поверхностях образуются центры возбуждения, связанные с зарождением дислокаций и переносом в глубину металла атомов, захваченных на границе соединяемых материалов.

Дополнительное описание рис. 9 не требуется, поскольку все действующие силы и точки их приложения показаны на чертеже и не требуют специального объяснения. Расчет усилий, показанных на рис. 9, которые действуют на образец при прокатке, приведен в работе [18].

Учитывая предположение работы [22], что дислокации зарождаются на поверхности контакта, распространяются в глубь материала и увлекают при этом захваченные на поверхности атомы трущихся металлов (это проявление деформации дислокационным скольжением), можно считать, что для соединения материалов в твердой фазе разнородных материалов необходима их совместная пластическая деформация. Причем, кроме дислокационного скольжения, необходимы еще и аккомодационные повороты кристаллической решетки, что достигается при горячей прокатке в вакууме, которая сочетает и деформацию материала, и сдвиговое перемещение материала.

Каждая дислокация представляет собой эффективный путь, по которому устремлен поток атомов разнородных материалов, направленных в сторону от границы соединения. По этим каналам происходит взаимный транспорт атомов. При этом вероятность одновременного возбуждения атомов двух противоположащих поверхностей весьма значительная. Дальнейшее деформирование материала приводит к продвижению навстречу друг другу атомов металлов, имеющих повышенную энергию, способствующую миграции по об-

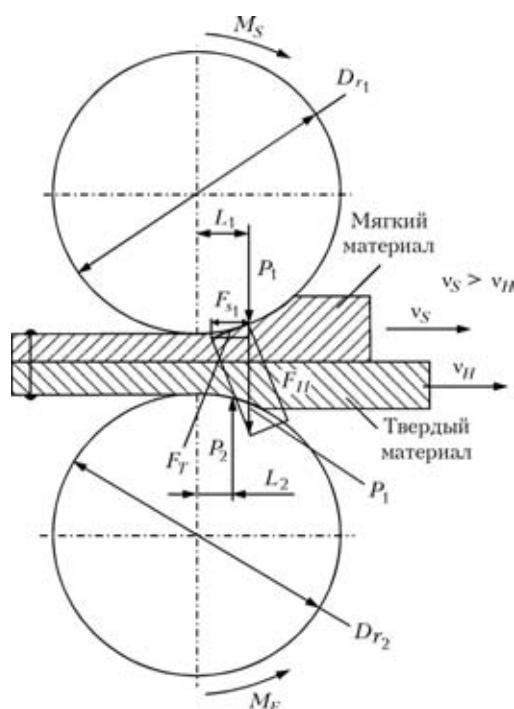


Рис. 9. Схематическое изображение сил, действующих на пластины материала в пакете при прокатке: F_{S1} — действующие на пластины в пакете в зависимости от прочностных свойств материалов; M_S, M_F — моменты, возникающие при деформации мягкого и твердого материалов в пакете при сварке; v_S, v_H — относительные скорости перемещения материалов; P_1, P_2 — действующие в точке приложения усилий при деформации пластин; L_1, L_2 — плечо приложения сил P_1, P_2 ; F_{T1}, F_{F1} — тангенциальные силы, возникающие при вращении и деформации валков пластин; D_{r1}, D_{r2} — диаметры валков

разованным каналам дефектной структуры, на довольно большое расстояние. При экспериментах (см. рис. 7) обнаружены атомы металлов, которые мигрировали в другой материал на глубину до 15...20 мкм. Атомы разнородных материалов сближаются на расстояние действия сил межатомного взаимодействия, что приводит к освобождению энергии в виде коллективных процессов электронного взаимодействия. Эти явления сводятся к коллективизации валентных электронов положительными ионами, благодаря чему между системой атомов, образующих кристаллическую решетку, возникает прочная металлическая связь, объединенная электронами и ионами двух материалов, вследствие которой в узком диапазоне (1...20 мкм) устанавливается перераспределенный состав атомов из разнородных соединяемых материалов, обеспечивающий соединение разнородных материалов в твердой фазе. Таким образом, созданная граница соединения двух разнородных металлов в процессе интенсивной пластической деформации с одновременным скольжением свариваемых поверхностей с помощью горячей прокатки в вакууме упрочняется. Граница соединения в процессе сварки форми-

руется из материалов, участвующих в непосредственном контакте свариваемых материалов. Прочностные свойства самой границы соединения определяются свойствами (прочностью и пластичностью) свариваемых в твердой фазе металлов. Промежуточный слой формируется за счет многих микроструктурных факторов и механизмов деформации, наблюдаемых в экспериментах (см. рис. 4 и 5). При этом обнаруживается множество характерных особенностей, к которым относятся интенсивная пластическая деформация, ассоциированные фрикционные потери и адиабатический нагрев, механическое смешивание, нанокристаллизация, перенос более мягкого материала к более твердому, и наоборот. Пластическая деформация тесно связана с межфазной адгезией, а именно, «схватывание» на поверхности раздела (как стартовый фактор) обуславливает деформацию решетки, что неизбежно приводит к пластическому течению материала. Адгезионные силы чрезвычайно чувствительны к природе связей между частями и к кристаллографии поверхности раздела. Таким образом можно ожидать, что значения пластической деформации (а следовательно, и трение) будут также зависеть от этих факторов, и в экспериментах имеются этому подтверждения (см. рис. 7–8). Подобная природа и деформации, наблюдаемые в экспериментах по сварке в твердой фазе, являются уникальными для этой системы прокатки, обеспечивающей трение-скольжение между материалами при соединении их в твердой фазе. Оказывается, что действующие динамические усилия, которые вызываются прокаткой многослойного пакета, создают подобные реакции во всех системах трущихся поверхностей, подлежащих сварке, а прочность границ в многослойном соединении при этом обуславливается пластичностью материалов, свариваемых в твердой фазе.

Выводы

1. Соединение в твердой фазе обеспечивается интенсивной пластической деформацией со скольжением материалов друг по другу при сближении двух материалов до параметров решетки, механическим перемешиванием атомных слоев материала, участвующих в трении-скольжении и возбуждении атомных слоев противолежащих друг другу поверхностей, имеющих повышенную энергию и перемещающихся по образованным каналам дефектной структуры на довольно большое расстояние.

2. Экспериментально подтверждено наличие переноса атомов разнородных металлов из одной пластины в другую в процессе сварки в твердой фазе способом горячей прокатки в вакууме.

3. Граница соединения в процессе сварки формируется из материалов, участвующих в непосред-



редственным контакте свариваемых материалов. Прочностные свойства границы соединения определяются свойствами (прочностью и пластичностью) свариваемых в твердой фазе металлов.

4. Предел прочности границы разнородных металлов значительно больше временного сопротивления менее прочного металла.

5. Граница соединения двух разнородных материалов, которая получается при горячей прокатке в вакууме, является новым материалом, созданным на основе интенсивного пластического деформирования и механического перемешивания атомов металла, участвующих в сдвиге и перемешивании приповерхностных атомных слоев свариваемых разнородных материалов.

1. Гельман А. С. Основы сварки давлением. — М.: Машиностроение, 1970. — 310 с.
2. Основы сварки давлением / С. Б. Айнбиндер, Р. К. Глуде, А. Я. Логинова и др. // Автомат. сварка. — 1964. — № 5. — С. 21–27.
3. Каракозов Э. С. Соединение металлов в твердой фазе. — М.: Металлургия, 1976. — 263 с.
4. Сахацкий Г. П. Технология сварки металлов в твердой фазе. — Киев: Наук. думка, 1979. — 295 с.
5. Tylecote R. F. Investigation on pressure welding // Br Weld J. — 1994. — № 5. — P. 117–134.
6. Особенности распределения атомов в металлах при импульсном воздействии / В. В. Арсенюк, Д. С. Герцрикен, В. Ф. Мазанко и др. // Металлофиз. и новейшие технологии. — 2001. — 23, № 9. — С. 1203–1212.
7. Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Арсенюк В. В. Процессы пластической деформации, массопереноса, фазообразования // Там же. — С. 1259–1277.
8. Особенности фазообразования в условиях сварки давлением разнородных материалов при высоких скоростях деформирования / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова, И. Л. Богайчук // Там же. — 2001. — № 10. — С. 1403–1417.
9. Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М. Особенности пластической деформации разнородных материалов при сварке давлением // Автомат. сварка. — 2002. — № 5. — С. 12–16.
10. Процессы массопереноса в условиях сварки давлением разнородных материалов / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова // Там же. — 2002. — № 7. — С. 43–49.
11. Особенности процессов массопереноса при сварке давлением разнородных материалов / Л. И. Маркашова, В. В. Арсенюк, Г. М. Григоренко, Е. Н. Бердникова // Свароч. пр-во. — 2004. — № 4. — С. 28–35.

12. Маркашова Л. И., Арсенюк В. В., Григоренко Г. М. Зависимость пластической деформации при сварке давлением разнородных материалов // Там же. — 2004. — № 8. — С. 26–32.
13. Вакуумный прокатный стан / В. М. Амоненко, А. С. Тронь, В. В. Мухин, В. А. Тарасов // Сталь. — 1960. — № 10. — С. 920–922.
14. Амоненко В. М., Тронь А. С., Мухин В. В. Получение биметаллов прокаткой в вакууме и их свойства // Цвет. металлы. — 1966. — № 12. — С. 78–81.
15. Модернизированный стан 300 для горячей прокатки биметаллов в вакууме / И. Н. Скоробогатский, В. Г. Сыропятов, А. С. Тронь, Г. А. Эпов // Электрон. техника. Сер. Металлы. — 1976. — Вып. 2. — С. 122–126.
16. Амоненко В. М., Тронь А. С., Мухин В. В. Свойства биметаллов никель–медь и никель–медь–никель, полученных прокаткой в вакууме // Цвет. металлы. — 1968. — № 9. — С. 107–110.
17. Иванов В. Е., Амоненко В. М., Тронь А. С. Высокотемпературная прокатка в вакууме металлов, сплавов и многослойных материалов // Укр. физ. журн. — 1978. — 23, № 11. — С. 1782–1789.
18. Исследование процессов сварки многослойных структур из кристаллитов различного химического состава с помощью горячей прокатки в вакууме / Б. В. Борц, А. Ф. Ванжа, А. Т. Лопата и др. // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физ. радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2005. — № 5(88). — С. 156–158.
19. Manesh D., Karimi Taheri H. A. An investigation of deformation behavior and bonding strength of bimetal strip during rolling // Mechanics of Materials. — 2005. — 37. — P. 531–542.
20. Relative slipping of interface of titanium alloy to stainless steel during vacuum hot rollbonding / D. S. Zhao, J. C. Yan, Y. Wang, S. Q. Yang // Materials Sci. and Eng. A. — 2009. — 499. — P. 282–286.
21. Борц Б. В. Создание композиционных материалов способом горячей прокатки в вакууме // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физ. радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2009. — 93, № 2(60). — С. 128–134.
22. Гостомельский В. С., Ройтбурд А. Л. Дислокационный массоперенос вблизи границы раздела разнородных материалов при их пластической деформации // Докл. АН СССР. — 1986. — 288, № 2. — С. 366–369.
23. Evangelakis G. A., Pontikis V. Molecular dynamics study of Pb-substituted Cu(100) surface layers // J. of Alloys and Compounds. — 2008. — 7. — P. 221.
24. Борц Б. В. Исследование зависимости временного сопротивления границы соединения в твердой фазе разнородных металлов от их пластичности // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физ. радиационных повреждений и радиационное материаловедение. — 2010. — 96, № 5. — С. 108–118.
25. Рыбин В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. — М.: Металлургия, 1986. — 224 с.

Features of formation of the boundary of solid-state joint of dissimilar materials are presented, and its influence on ultimate strength is shown, depending on ductility of materials being joined. Experimental results are compared with the theoretical model, which allows for plastic deformation of materials at their joining temperature, as well as shear forces arising in material rolling and having a determinant role in the process of solid-phase joining of materials. The paper gives experimental results of X-Ray microprobe analysis, metallography, as well as investigations of the boundary of solid-phase joint of samples, including tensile, micro- and nanohardness tests. Obtained data led to conclusions about the possibility of forming strength characteristics of dissimilar metal joint boundary.

Поступила в редакцию 03.09.2010,
в окончательном варианте 22.03.2011



ИЗНОСО- И ТЕРМОСТОЙКОСТЬ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА ТИПА ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

И. А. РЯБЦЕВ, д-р техн. наук, **И. А. КОНДРАТЬЕВ**, канд. техн. наук, **В. В. ОСИН**, инж.,
Г. Н. ГОРДАНЬ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследована износостойкость наплавленного металла типа графитизированной стали при трении металла по металлу без смазки при комнатной и повышенной температуре, а также проведена оценка его термостойкости. Установлено, что металл, легированный 1,4...1,6 мас. % С и 1,5...2,0 мас. % Si, непосредственно после наплавки содержит оптимальное количество графитных включений, отличается высокой износостойкостью и имеет пониженный коэффициент трения при трении скольжения металла по металлу при комнатной температуре.

Ключевые слова: дуговая наплавка, наплавочные материалы, порошковые проволоки, графитизированные стали, износ- и термостойкость

К графитизированным железоуглеродистым сплавам относят стали и чугуны, в структуре которых имеются свободные включения графита различной формы [1]. Применение таких материалов является одним из путей улучшения триботехнических характеристик деталей пар трения и некоторых типов штампового инструмента, в частности, штампов глубокой вытяжки. В данном случае включения графита играют роль твердой смазки.

Ранее было показано [2], что наплавленный металл типа графитизированной стали можно получить при содержании углерода свыше 1,6 мас. % и кремния свыше 2,0 мас. %. Для графитизации наплавленного металла с содержанием не менее 1,5 мас. % С и 1,1 мас. % Si взамен высокотемпературного отжига рекомендовано применять термообработку: непосредственно после наплавки деталь помещают в печь при температуре 400 °С, а после выдержки в течение 2 ч медленно охлаждают. Модифицирование наплавленного металла алюминием и кальцием позволяет активизировать процесс графитизации.

Целью настоящей работы является исследование износостойкости наплавленного металла типа графитизированной стали при трении металла по металлу без смазки при комнатной и повышенной температуре, а также оценка его термической стойкости. Была выполнена многослойная наплавка образцов под слоем флюса АН-26 с использованием трех опытных порошковых проволок. Химический состав наплавленного металла и его твердость после наплавки и отжига приведены в табл. 1.

Исследования износостойкости и термической стойкости осуществляли на

блочной-модульной установке, разработанной в ИЭС им. Е. О. Патона [3].

Исследования износостойкости наплавленного металла при трении металла по металлу при комнатной температуре проводили на модуле трения испытательной установки, который дополнительно оснащен системой позиционирования образцов относительно вращающегося вала-контртела. Испытания проводили по методу вытирания лунок по схеме вал–плоскость без дополнительной подачи смазки в зону трения.

Вал-контртело диаметром 40 мм и высотой 12 мм изготовлено из стали 45 с твердостью *HRC* 42. Исследуемые образцы размером 3×15×25 мм вырезали из наплавленного металла таким образом, чтобы испытываемая плоскость образца попадала в верхние слои наплавленного металла (рис. 1). В качестве эталона использовали образцы наплавленного металла (сталь типа 20ХГС), полученного с использованием порошковой проволоки ПП-АН194.

В процессе испытаний образец прижимали с определенным усилием к контртелу плоскостью, имеющей в плане размер 3×25 мм. Выбран следующий режим испытаний: скорость скольжения

Таблица 1. Химический состав (мас. %) и твердость металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками

Марка порошковой проволоки	Массовая доля элементов					<i>HRC</i>	
	С	Si	Mn	Al	Ca	после наплавки	после отжига
ПП-Нп-Оп-1	1,5	1,15	0,60	—	—	43	26
ПП-Нп-Оп-2	1,8	1,46	0,58	—	—	49	20
ПП-Нп-Оп-3	1,5	1,45	0,49	0,09	0,02	43	38

Примечание. Металл, наплавленный проволокой ПП-Нп-Оп-3, подвергали отжигу при температуре 400 °С в течение 2 ч, остальной металл — отжигу при температуре 680 °С в течение 6 ч.

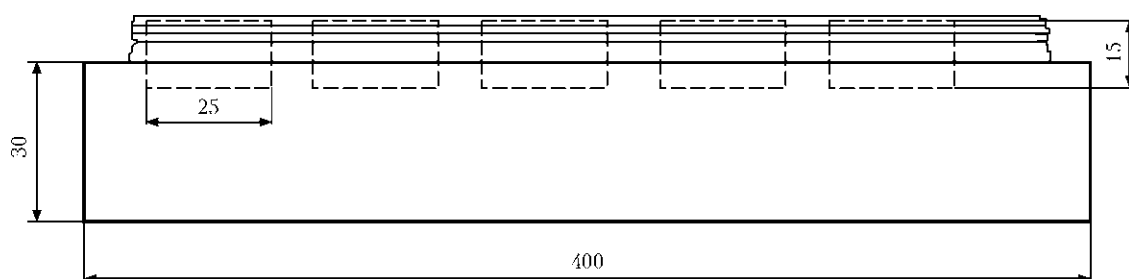


Рис. 1. Схема вырезки образцов для триботехнических исследований наплавленного металла

1 м/с; нагрузка 30 Н; частота вращения вала-контртела 30 об/мин; путь трения 113 м. Такой режим обеспечивает стабилизацию триботехнических характеристик всех исследуемых образцов. Использование системы позиционирования позволило провести испытание каждого наплавленного образца не менее трех раз на новом участке поверхности трения образца и дорожке трения контртела.

При испытаниях наплавленного образца определяли силу трения, износ наплавленного образца по объему вытертой лунки и контртела по разнице его массы до и после испытания. Коэффициент трения рассчитывали как частное от деления значения силы трения на нагрузку с погрешностью не более 5 %.

Износ m контртела определяли по потере его массы в результате испытаний с погрешностью не более 0,0005 г. Погрешность определения износа образца и контртела не превышала 1 %.

Результаты проведенных испытаний представлены в табл. 2. Наилучшую износостойкость имели образцы металла, наплавленного опытными порошковыми проволоками ПП-Нп-Оп-1 и ПП-Нп-Оп-2, у которых отмечено оптимальное сочетание твердости и свободных включений графита [2]. Термическая обработка способствовала увеличению содержания свободных включений графита в структуре наплавленного металла [2], однако одновременно она понижала его твердость, а соответственно и износостойкость наплавленного металла обоих исследуемых типов.

Металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-3 с модифицирующими добавками

алюминия и кальция, также характеризовался достаточно высокой износостойкостью. Отжиг при 400 °С в течение 2 ч привел к понижению твердости и износостойкости наплавленного металла этого типа.

Графитизированные стали по сравнению с низколегированной сталью 20ХГС имеют более низкий коэффициент трения и чем больше включений графита образуется в структуре стали в результате отжига, тем ниже значение коэффициента трения. Добавка кальция и алюминия позволяет понизить температуру графитизирующего отжига и коэффициент трения металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-3, значение которого после отжига при 400 °С находится на одном уровне со значением коэффициента трения обычных графитизированных сталей после отжига при более высоких температурах.

Испытания износостойкости наплавленного металла типа графитизированная сталь при трении металла по металлу при высокой температуре проводили по схеме вал–плоскость без дополнительной подачи смазки в зону трения. Для сравнения в качестве эталона испытывали образцы, наплавленные порошковой проволокой ПП-Нп-25Х5ФМГС.

Из наплавленных темплетов изготавливали образцы размером 40×10×17 мм, при этом площадь плоскости трения составлял 10×40 мм, а толщина наплавленного слоя — 8...10 мм.

Истирающее кольцо нагревали газокислородным пламенем. Благодаря строго определенному расходу природного газа и кислорода температуру истирающего кольца поддерживали постоянной

Таблица 2. Износостойкость наплавленного металла типа графитизированной стали при комнатной температуре

Марка порошковой проволоки	Термическая обработка	Износ образца, мм ³ /км	Износ контртела, г/км	Коэффициент трения
ПП-Нп-Оп-1	Непосредственно после наплавки	0,00203	0,00205	0,62
	То же после отпуска при 680 °С, 6 ч	0,06020	0,00210	0,57
ПП-Нп-Оп-2	Непосредственно после наплавки	0,00204	0,00207	0,60
	То же после отпуска при 680 °С, 6 ч	0,07230	0,00101	0,51
ПП-Нп-Оп-3	Непосредственно после наплавки	0,00302	0,00310	0,59
	То же после отпуска при 400 °С, 2 ч	0,00801	0,00204	0,52
ПП-АН194 (эталон)	Непосредственно после наплавки	0,08900	0,00450	0,65



Таблица 3. Износостойкость наплавленного металла типа графитизированной стали при повышенной температуре

Марка порошковой проволоки	Термическая обработка	Износ $m \cdot 10^4$, кг/км	
		образца	контртела
ПП-Нп-Оп-1	Непосредственно после наплавки	16,579	+17,452
	То же после отжига при 680 °С, 6 ч	29,602	59,488
	То же после отжига при 400 °С, 2 ч	23,352	36,879
ПП-Нп-Оп-2	Непосредственно после наплавки	12,723	89,562
	То же после отжига при 680 °С, 6 ч	25,945	132,765
	То же после отжига при 400 °С, 2 ч	15,132	93,453
ПП-Нп-Оп-3	Непосредственно после наплавки	7,984	168,656
	То же после отжига при 400 °С, 2 ч	7,277	147,761
ПП-Нп-25Х5ФМГС (эталон)	Непосредственно после наплавки	4,287	142,102

Примечание. + означает увеличение массы контртела в результате налипания металла.

(950...980 °С) и периодически контролировали с помощью оптического пирометра.

Испытания на износ при трении металла по металлу при повышенной температуре проводили в течение 1 ч при нагрузке 175 Н; скорость вращения кольца-контртела составляла 30 об/мин. В качестве контртела использовали кольца диаметром 120 мм из закаленной стали 45. Температура поверхности испытуемого образца в зоне истирания была равна приблизительно 600 °С. Во время испытаний образец совершал возвратно-поступательные движения в вертикальной плоскости с амплитудой колебаний 20 мм и частотой колебаний 62 мин⁻¹. Результаты испытаний (среднее значение по трем образцам) приведены в табл. 3.

Испытания показали, что износостойкость металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-1, не подвергавшегося термообработке, выше, чем у металла, прошедшего отжиг, что можно объяснить существенным снижением твердости в результате отжига. Следует отметить, что наличие большого количества свободного графита в структуре наплавленного металла этого типа препятствует переносу и налипанию металла на контртело. Снижение температуры термообработки понижает износ наплавленных образцов и контртел, однако этот показатель остается более высоким, чем у образцов непосредственно после наплавки.

Несколько лучшие показатели износостойкости имел металл, наплавленный порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-2. Металл, модифицированный алюминием и кальцием, после наплавки или низкотемпературного отжига характеризуется высокой износостойкостью, которая находится на уровне износостойкости известной хромомолибденовой штамповой стали 25Х5ФМГС.

Термостойкость является одним из важнейших показателей материалов, предназначенных для

восстановления и упрочнения инструментов для горячего деформирования металлов. Методика испытаний должна предусматривать оптимальные размеры и форму наплавленного образца, температуру и скорости его нагрева и охлаждения, близкие к эксплуатационным показателям, состояние окружающей среды и т. п. В первую очередь образец должен иметь достаточную массу, чтобы в процессе его нагрева был обеспечен градиент температур, имитирующий натурные условия.

Испытания термостойкости наплавленных образцов производили по следующей методике: размер образца 30×40×40 мм, нагрев наплавленной поверхности образца газовым резаком до 800 °С (пятно нагрева 15 мм, нагреваемая поверхность образца размером 40×40 мм), охлаждение нагретой поверхности струей воды до 60 °С. Циклы нагрев–охлаждение повторяли до появления видимой невооруженным глазом сетки трещин разгара. Оценку термостойкости выполняли исходя из количества циклов нагрев–охлаждение до появления первых трещин и достижения определенной степени растрескивания — появления сетки трещин разгара. Результаты испытаний (средние по 3–5 образцам каждого типа наплавленного металла и вида термической обработки) приведены в табл. 4.

Лучшие показатели термической стойкости у металла, наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-1, несколько ниже у наплавленного порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-2, и хуже всего у наплавленного ПП-Нп-Оп-3. При этом сетка трещин разгара у образцов, наплавленных порошковыми проволоками ПП-Нп-Оп-1 и ПП-Нп-Оп-2, значительно менее развита, чем у наплавленных порошковой проволокой ПП-Нп-Оп-3.

Исследовали структуру металла образца, наплавленного проволокой ПП-Нп-Оп-3 после испытаний термостойкости (80 циклов) (рис. 2). На



Таблица 4. Результаты испытаний на термостойкость наплавленного металла типа графитизированной стали

Марка порошковой проволоки	Термическая обработка	Количество циклов и нагрев-охлаждение	
		до появления первых трещин	до появления сетки трещин разгара
ПП-Нп-Оп-1	Непосредственно после наплавки	5	240
	То же после отжига при 680 °С, 6 ч	3	190
	То же после отжига при 400 °С, 2 ч	5	210
ПП-Нп-Оп-2	Непосредственно после наплавки	8	180
	То же после отжига при 680 °С, 6 ч	4	140
	То же после отжига при 400 °С, 2 ч	7	160
ПП-Нп-Оп-3	Непосредственно после наплавки	4	110
	То же после отжига при 400 °С, 2 ч	5	80

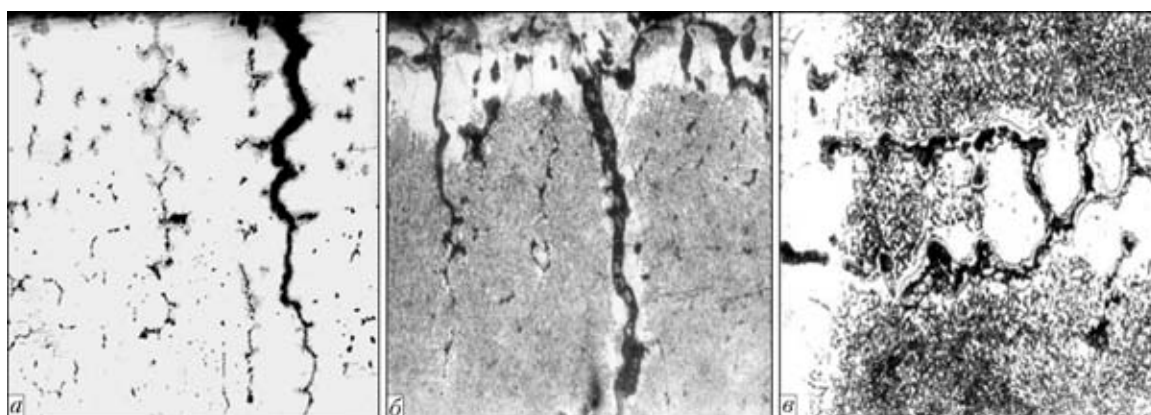


Рис. 2. Микроструктуры наплавленного металла, полученного с использованием порошковой проволоки ПП-Нп-Оп-3: а — шлиф без травления (поверхностный слой), $\times 250$; б — то же с травлением в азотной кислоте, $\times 200$; в — центральная зона шлифа образца с травлением в азотной кислоте, $\times 500$

нетравленном шлифе имеют место многочисленные трещины, максимальная глубина которых достигает 1500 мкм (рис. 2, а). После травления в азотной кислоте обнаружено поверхностное обезуглероживание последнего слоя наплавленного металла (рис. 2, б) на глубину до 250 мкм. Обезуглероживанный слой имеет микротвердость $HV_{0,5}$ 1680 МПа, в то время как твердость близлежащих необезуглероживанных участков составляет $HV_{0,5}$ 3030...3680 МПа. В металле исследуемого образца образовались скопления включений темносерого цвета (предположительно это графит), которые располагаются по границам ферритных зерен и имеют твердость $HV_{0,5}$ 1480 МПа (рис. 2, в).

С целью определения причин более раннего появления сетки трещин разгара проведено микрорентгеноспектральный анализ образца, наплавленного проволокой ПП-Нп-Оп-3, после испытаний на термостойкость. Исследования проводили на глубине примерно 1,5 мкм от поверхности наплавки параллельно ей в автоматическом режиме с интервалом 1,02 мкм вдоль фронта трещины разгара (рис. 3).

Установлено, что вблизи трещин разгара содержание углерода, алюминия и кальция резко

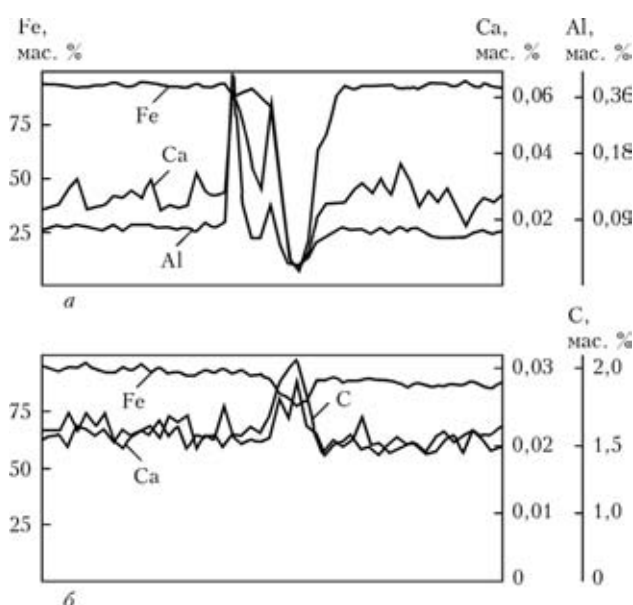


Рис. 3. Распределение основных легирующих элементов Ca, Al (а) и Ca, C (б) в наплавленном металле, полученном с использованием порошковой проволоки ПП-Нп-Оп-3

возрастает. Это позволяет предположить, что трещины разгара проходят по включениям свободного графита, появлению которых способствовало



модифицирование наплавленного металла алюминием и кальцием. В наплавленном металле в зоне трещин массовая доля элементов изменяется в следующих пределах, %: 0,2...9,6 C; 0,23...2,44 Al; 0,01...0,319 Ca; 1,48...1,99 Si; 0,137...0,66 Mn.

Установлено, что металл, легированный 1,4...1,6 мас. % C и 1,5...2,0 мас. % Si, непосредственно после наплавки имеет оптимальное содержание включений графита и отличается высокой износостойкостью при трении скольжения металла по металлу при комнатной температуре. Проведение дополнительной термической обработки с целью увеличения содержания включений графита для повышения износостойкости, по-видимому, нецелесообразно. По сравнению с низколегированной сталью 20ХГС графитизированные стали имеют более низкий коэффициент тре-

ния. Чем больше включений графита в структуре стали, тем ниже коэффициент трения. Исследования термостойкости наплавленного металла типа графитизированной стали показали, что такой металл следует применять для упрочнения деталей и инструментов, которые подвергаются умеренным циклическим, термическим и силовым воздействиями.

1. Тодоров Р. П., Николов М. П. Структура и свойства отливок из графитизированной стали. — М.: Металлургия, 1976. — 168 с.
2. Структура наплавленного металла типа графитизированных заэвтектоидных сталей / И. А. Кондратьев, И. А. Рябцев, И. Л. Богайчук, Д. П. Новикова // Автомат. сварка. — 2008. — № 7. — С. 20–24.
3. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. — 2004. — № 1. — С. 18–20.

Wear resistance of deposited metal of the graphitised steel type in metal on metal friction without lubrication at room and elevated temperatures was investigated, and its heat resistance was evaluated. It was established that the as-deposited metal alloyed with 1.4-1.6 wt. % C and 1.5...2.0 wt. % Si contains the optimal amount of graphite inclusions, is characterised by high wear resistance, and has a decreased friction coefficient in metal on metal sliding friction at room temperature.

Поступила в редакцию 31.03.2011

Вышел в свет очередной выпуск журнала **Weld+Vision** № 26 (апрель 2011) на русском языке (издатель — «Фрониус Украина»)

Содержание

Титульная статья

От большого взрыва до свободной энергии

Коллектив НИОКР

Режим экономии энергии в сочетании с предельной мощностью Система Robacta TX самостоятельно производит смену корпуса горелки

Шланг для подачи проволоки на роликах

Коротко о главном

Новости компании Fronius

Примеры применения

Система CMT Advanced принимает вызов — сварка алюминия

10-кратный ресурс подрядчика Contec

Сталь для «прыжка»

Компания

В фокусе — смена энергии

Путешествия

«Город ангелов» в Мексике



Бесплатную подписку можно оформить в редакции
«Автоматическая сварка»



УСЛОВИЯ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ФРОНТА РЕАКЦИИ СВС В НАНОСЛОЙНЫХ ФОЛЬГАХ, КОНТАКТИРУЮЩИХ С ТЕПЛОПРОВОДЯЩИМ МАТЕРИАЛОМ

Т. В. ЗАПОРОЖЕЦ, канд. физ.-мат. наук, **А. М. ГУСАК**, д-р физ.-мат. наук
 (Черкас. нац. ун-т им. Б. Хмельницкого),

А. И. УСТИНОВ, д-р физ.-мат. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрена задача о распространении фронта безгазового горения (реакции СВС) в нанослойных фольгах, находящихся в тепловом контакте с соединяемыми поверхностями. Показано, что зависимость скорости распространения фронта горения от интенсивности теплоотвода имеет пороговый вид: существуют критические значения интенсивности теплоотвода, при которых в системе нанослойная фольга – теплопроводящий материал режим горения подавляется.

Ключевые слова: сварка и пайка, многослойные фольги, теплопроводящий материал, соединяемые поверхности, реакция самораспространяющегося высокотемпературного синтеза, теплоотвод, пороговая толщина, аналитическая оценка

Материалы, в которых возможно протекание реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) между компонентами, входящими в их состав, рассматривают как перспективные для получения неразъемных соединений способами сварки или пайки [1–3]. Особый интерес вызывают многослойные фольги (МФ), состоящие из слоев на основе интерметаллидообразующих компонент, в которых при определенных условиях возможно протекание реакции СВС с большой интенсивностью выделения тепла. С уменьшением толщины слоев МФ до наномасштабного уровня скорость распространения реакции СВС достигает нескольких метров в секунду, а интенсивность тепловыделения — до $1...2 \text{ кВт/см}^2$. Размещение таких высокореактивных фольг между соединяемыми поверхностями при инициировании в них реакции СВС позволяет активизировать за счет выделяющегося тепла диффузионные процессы в зоне соединения или обеспечивать плавление припоя при пайке. Это дает возможность формировать неразъемные соединения материалов без их плавления. Для прогнозирования скорости распространения фронта реакции СВС, температуры на его фронте и интенсивности тепловыделения разработаны модели, учитывающие процессы диффузионного взаимодействия компонент в МФ и выделения тепла в условиях, когда отвод тепла во внешнюю среду отсутствует [4–8].

Для прогнозирования характеристик протекания реакции СВС в условиях, когда МФ находятся в контакте со свариваемыми поверхностями, необходимо учитывать обратное влияние теплоот-

вода на протекание реакции [9, 10]. В этом случае можно ожидать нелинейность в поведении системы и, в частности, существование фазового перехода «горение/гашение» при изменении параметров теплоотвода. Очевидно, что при очень интенсивном теплоотводе разогрев во фронте может оказаться недостаточным для дальнейшего протекания реакции. Вопрос только в том, является ли снижение скорости протекания реакции СВС с увеличением теплоотвода постепенным процессом или же она прекращается при достижении некоторой пороговой интенсивности теплоотвода.

В [5–7] предложена простая модель протекания СВС в МФ. Фольга представляла собой M чередующихся слоев компонент с периодом мультислоя $4l$ (l — половина толщины слоя одного компонента) с учетом прореагировавшего до начала СВС слоя толщиной Δy_0 . Наряду с численным решением модели для одно- и двухстадийной реакций предложена и апробирована аналитическая формула оценки скорости движения фронта при отсутствии внешнего теплоотвода:

$$V = \sqrt{\frac{2}{c(1-c)} \frac{a_{foil}^2 D_0 \Delta g T_0 (k_B T_f + Q)}{4l^2 - \Delta y_0^2 Q^2 (T_f - T_0)} \exp\left(-\frac{Q}{k_B T_f}\right)}, \quad (1)$$

где c — средняя концентрация новой фазы с диффузионными характеристиками D_0 , Q и термодинамическим стимулом образования на один атом Δg ; a_{foil}^2 — коэффициент температуропроводности фольги; k_B — постоянная Больцмана; T_0 — начальная температура фольги; T_f — максимальная температура во фронте, которая определяется энергией фазообразования Δg , умноженной на коэффициент эффективности фольги $f = 1 - \Delta y_0 / 2l$:

$$3k_B(T_f - T_0) = f\Delta g. \quad (2)$$



В работе [6] этот подход был уточнен с учетом конечной скорости релаксации вакансий в металлических фольгах, что существенно снизило прогнозируемые скорости реакции СВС.

В данной работе рассматривается протекание реакции СВС в МФ, зажатой между двумя теплопроводящими пластинами (например, пластинами припоя, которые следует нагреть или расплавить с помощью СВС). Тогда отвод тепла может либо замедлить реакцию либо совсем ее погасить. Как видно из формулы (1), скорость реакции V в первую очередь определяется температурой фронта T_f . Очевидно, что теплоотвод должен снизить разогрев фольги. При этом степень снижения определяется скоростью: чем медленнее протекает реакция, тем дольше проходит фронт через данную точку, тем больше отводится тепла за время прохождения фронта, тем больше падает температура. Таким образом, между уменьшением скорости и снижением температуры существует положительная обратная связь, которая и может привести к выходу из стационарного режима — гашению. Для количественной оценки этого эффекта необходимо получить зависимость степени понижения температуры от скорости реакции СВС. Рассмотрим аналитическую оценку, а затем уточним ее с помощью численного решения задачи нестационарного теплопереноса.

Аналитическая оценка. Плотность потока теплоотвода $j_Q^\perp$ с поверхности МФ (рис. 1) определяется характеристиками контактного материала:

$$j_Q^\perp = -\kappa_p \frac{\partial T}{\partial y} \eta, \quad (3)$$

где κ_p — коэффициент теплопроводности контактных пластин; η — безразмерный коэффициент эффективности контакта, который зависит от шероховатости контактной поверхности и определяется отношением площади эффективного контакта к общей площади ($0 < \eta \leq 1$).

Чтобы учесть влияние теплоотвода на протекание СВС, достаточно определить тепловой поток в данной точке только в пределах времени τ_f прохождения фронта через эту точку. Используя стандартное решение одномерной задачи теплопроводности, можно предположить, что поперечный градиент температуры, определяющий теплоотвод, имеет гауссов профиль:

$$\frac{\partial T}{\partial y} \sim -\frac{T_c - T_0}{\sqrt{\pi a_{foil}^2 t}} e^{-y^2/(4a_{foil}^2 t)}, \quad (4)$$

где T_c — температура в месте контакта.

Одно из приближений — формулу (4) получаем при постоянстве температуры на поверхности, в нашем случае эта температура изменяется по мере прохождения фронта, поэтому и необходимо

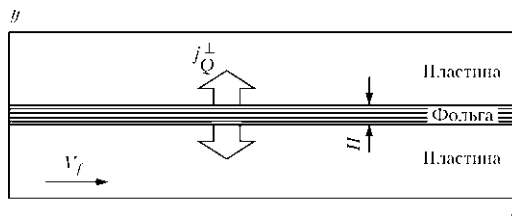


Рис. 1. Схема теплоотвода в системе фольга–пластины

полученные формулы проверять численным решением, в котором уравнение (4) не используется.

Если за время прохождения фронта τ_f температура в месте контакта T_c повышается от T_0 до максимального значения T_f можно оценить средний поперечный градиент температуры, заменив в (4) $T_c - T_0$ на $(T_f - T_0)/2$, а время t на τ_f .

Далее учитываем отданное тепло и соответственно изменение температуры за время прохождения фронта (а не позже), так как именно от этого зависит интенсивность реакции, а остывание фольги после прохождения реакции СВС на скорость движения фронта уже практически не влияет. При этом ширину фронта можно оценить аналогично ширине диффузионной зоны при диффузии $L_f = \sqrt{a_{foil}^2 \tau_f}$. В то же время ширина фронта $L_f = V_f \tau_f$. С учетом этого средний поперечный градиент температуры в области фронта СВС

можно представить в виде $\frac{\partial T}{\partial y} \sim \frac{T_f - T_0}{2\sqrt{\pi}} \frac{1}{V_f \tau_f}$. Таким

образом, плотность теплового потока обратно пропорциональна скорости фронта и времени его прохождения:

$$j_Q^\perp = \frac{\kappa_p \eta}{2\sqrt{\pi}} (T_f - T_0) \frac{1}{V_f \tau_f}. \quad (5)$$

Тогда общее количество тепла, утраченное через единицу площади поверхности фольги, обратно пропорционально скорости

$$j_Q^\perp \tau_f = \frac{\kappa_p \eta}{2\sqrt{\pi}} (T_f - T_0) \frac{1}{V_f}.$$

С учетом двухстороннего контакта фольги с контактными пластинами, теплоотвод с поверхности фольги площадью S_0 определим как $j_Q^\perp \tau_f 2S_0$. Считаем, что тепло забирается равномерно от каждого атома в данном сечении фольги. Это предположение выполняется только при достаточно тонкой фольге, если время выравнивания температуры по сечению существенно меньше времени прохождения фронта через это сечение: $(H/2)^2/a^2 \ll a^2/V_f^2$, т. е. $H \ll 2a^2/V_f \approx 2L_f$. Проще говоря, толщина фольги должна быть заметно меньше ширины фронта СВС. В противном случае необходимо рассчитывать профиль температуры

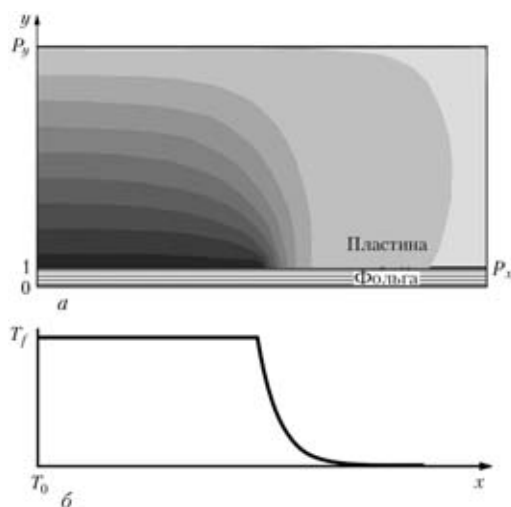


Рис. 2. Распространение тепла в пластине, примыкающей к поверхности фольги, в результате прохождения волны СВС (а) с температурным профилем (б)

вдоль сечения фольги. Площадка S_0 фольги толщиной $H = M_0 l$ содержит $S_0 H / \Omega$ атомов (Ω — атомный объем). Соответственно аналитическая оценка теплоотвода в расчете на один атом фольги составит

$$q_{an} = \frac{j_0^2 \tau_f^2}{H / \Omega} = \frac{\kappa_p \eta}{2\sqrt{\pi}} \frac{2\Omega}{H} (T_f - T_0) \frac{1}{V_f}. \quad (6)$$

Учет теплоотвода приводит к модификации формулы (2):

$$3k_B(T_f - T_0) = f\Delta g - \frac{\kappa_p \eta}{2\sqrt{\pi}} \frac{2\Omega}{H} (T_f - T_0) \frac{1}{V_f}.$$

В итоге получаем искомую зависимость температуры фронта как функцию скорости распространения фронта:

$$T_f = T_0 + \frac{f\Delta g}{3k_B(1 + U/V_f)}, \quad (7)$$

где $U = \frac{1}{3k_B} \frac{\kappa_p \eta}{2\sqrt{\pi}} \frac{2\Omega}{H}$ — параметр, который с учетом соотношения Дюлонга — Пти можно трактовать как скорость теплоотвода (отношение толщины фольги $H/2$ к характерному времени ее остывания $(H/2)^2/a_p^2$):

$$U = \frac{\eta}{\sqrt{\pi}} \frac{a_p^2}{H}, \quad (8)$$

a_p^2 — коэффициент температуропроводности пластины. Параметр U является интенсивностью теплоотвода (при его отсутствии $U = 0$).

Численный расчет теплоотвода. Для проверки и уточнения аналитической оценки (7) численно решена двумерная краевая задача тепло-

проводности в прилегающей к фольге пластине прямоугольной формы (рис. 2, а) при заданном температурном профиле СВС (рис. 2, б), который использовался как граничное условие на контакте фольга–пластина:

$$T(x, y = 0, t) = \begin{cases} T_f & x < V_f t, \\ T_0 + (T_f - T_0) \exp\left(-\frac{x - V_f t}{L_f}\right), & V_f t < x. \end{cases}$$

Граничные условия на остальных трех сторонах области тривиальны: $T(x, y = P_y, t) = T_0$, $\frac{\partial T}{\partial x}(x = 0, y, t) = 0$, $\frac{\partial T}{\partial x}(x = P_x, y, t) = 0$.

Для каждого узла сетки суммировали тепловые потоки, отданные фольгой пластине через контактную зону $P_y = 0 | P_y = 1$ до момента достижения температурой максимального значения T_f :

$$q_{num} = \kappa_p \eta \frac{\Omega}{H/2} \int_{\frac{x}{V_f} - \frac{2L_f}{V_f}}^{\frac{x}{V_f}} - \frac{\partial T(x, y)}{\partial y} \Big|_{y=0} dt'.$$

Значение теплового потока усредняли по узлам контактной зоны.

Численные расчеты показали, что грубая аналитическая оценка (6) оказалась точной: $q_{an}/q_{num} = 1,023$ (при $\eta = 1$, $H = 20$ мкм, $T_0 = 300$ К, $T_f = 2000$ К и теплопроводности для олова $\kappa_p = 65,7$ Дж/(м·с·К)).

Таким образом, аналитическая обратная пропорциональная зависимость теплоотвода от скорости распространения фронта корректна и формулы (7), (8) можно использовать для дальнейшего анализа режимов горения и гашения.

Самосогласованный расчет температуры и скорости фронта. Формулы (1) и (7) реализуют положительную обратную связь между скоростью фронта и понижением температуры в результате теплоотвода. Подставив формулу (8) в (1), получим трансцендентное уравнение для скорости фронта СВС как функции от характеристической скорости теплоотвода U и эффективности фольги f .

Из формулы (8) очевидно, что управлять значением U можно, изменив коэффициент эффективности контакта и толщину фольги. На рис. 3, а, б показаны максимальная температура и скорость фронта реакции СВС в зависимости от того или другого параметра при неизменных остальных характеристиках системы. Обе зависимости имеют скачок, соответствующий некоторому критическому значению интенсивности теплоотвода U_{cr} , при котором решение системы (1), (7) скачком переходит к $V_f = 0$, $T_f = T_0$, т. е. при $U < U_{cr}$ реакция СВС возможна, а при $U > U_{cr}$ она гасится.

Еще одним немаловажным фактором, определяющим переключение режимов «горение/гаше-

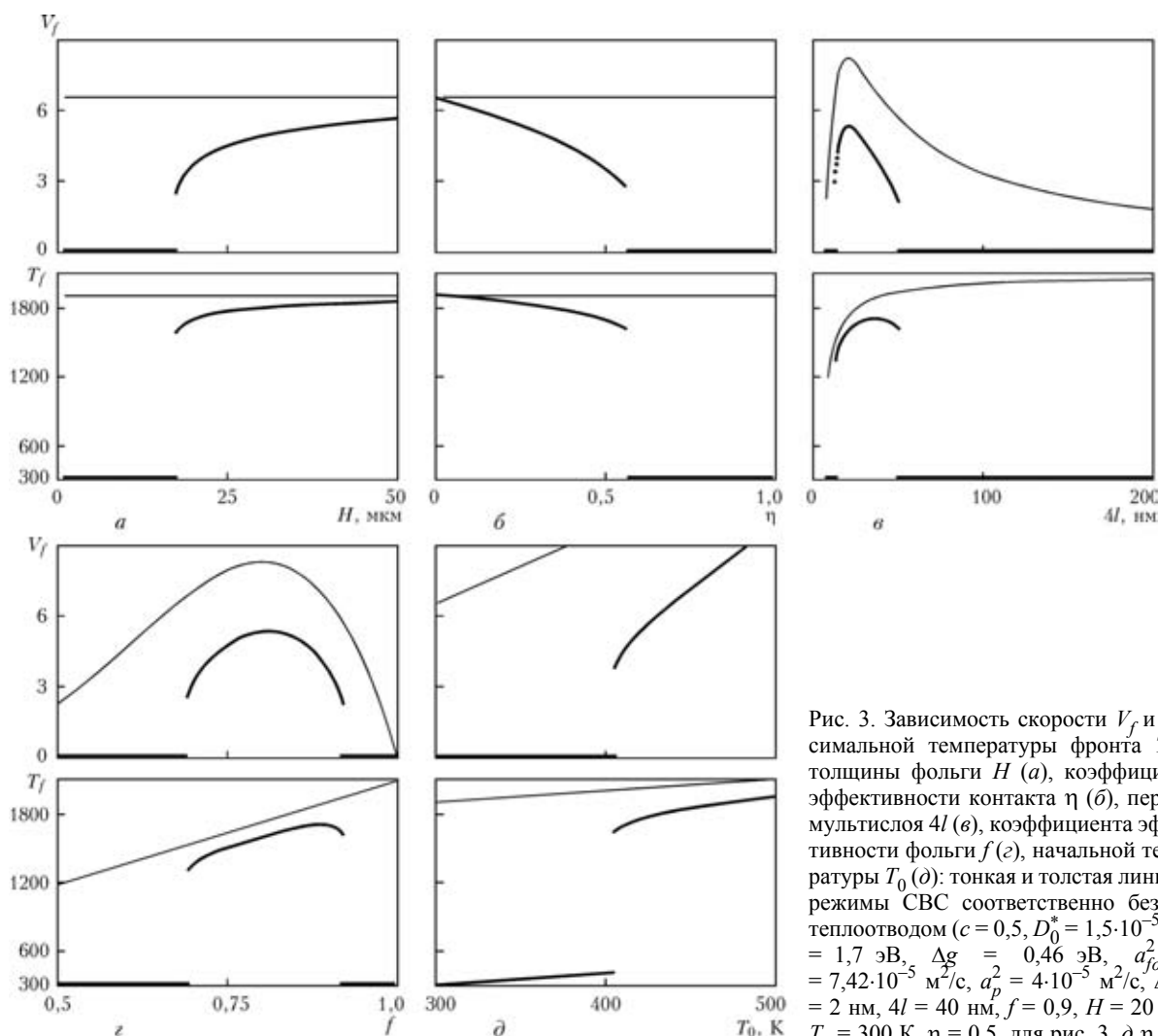


Рис. 3. Зависимость скорости V_f и максимальной температуры фронта T_f от толщины фольги H (а), коэффициента эффективности контакта η (б), периода мультислоя $4l$ (в), коэффициента эффективности фольги f (г), начальной температуры T_0 (д): тонкая и толстая линии — режимы СВС соответственно без и с теплоотводом ($c = 0,5$, $D_0^* = 1,5 \cdot 10^{-5}$, $Q = 1,7$ эВ, $\Delta g = 0,46$ эВ, $a_p^2 = 7,42 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $a_p^2 = 4 \cdot 10^{-5}$ м²/с, $\Delta y_0 = 2$ нм, $4l = 40$ нм, $f = 0,9$, $H = 20$ мкм, $T_0 = 300$ К, $\eta = 0,5$, для рис. 3, д $\eta = 1$)

ние», является период мультислоя $4l$. Как показано в работах [4–6], скорость распространения фронта в отсутствии теплоотвода имеет немонотонный характер при изменении периода мультислоя (рис. 3, в): при малом периоде существенное влияние оказывает Δy_0 , при большом — падает диффузионная активность фазообразования. Оба фактора снижают разогрев при реакции СВС и соответственно вероятность ее протекания.

Кроме того, экспериментально установлено, что в низкорепактивных МФ протекание реакции горения возможно при незначительном их прогреве перед инициированием реакции [11]. Повышение внешней температуры способствует экспоненциальному возрастанию коэффициента диффузии и соответственно скорости тепловыделения для поддержания режима СВС.

Таким образом, возможность протекания реакции СВС в МФ, находящейся в тепловом контакте со свариваемыми поверхностями, определяется следующими факторами:

1) шероховатостью или давлением на контакте фольги с пластинами — чем меньше давление, тем хуже тепловой контакт, тем больше тепловое

сопротивление на контакте, тем ближе коэффициент теплоотвода к нулю (см. рис. 3, а);

2) толщиной фольги H — чем толще фольга при неизменном периоде, тем эффективнее прогрев, тем сложнее погасить реакцию (рис. 3, б);

3) периодом $4l$ и эффективностью f мультислоя МФ — немонотонная зависимость $V_f(4l)$ чувствительна к теплоотводу при слишком тонких мультислоях (мало f , так как всегда присутствует прослойка Δy_0) и при толстых слоях (близких к системам микронных размеров) гашение отсутствует только в определенном интервале значений периода мультислоя $4l$ (рис. 3, в) или эффективности фольги f (см. рис. 3, г);

4) температурой внешней среды T_0 — чем выше начальная температура системы фольга–пластины, тем эффективнее реакционная диффузия, тем сложнее погасить реакцию (см. рис. 3, д).

Если третий и четвертый факторы влияют на теплоотвод косвенно, определяя недостаточный локальный разогрев при низкой скорости распространения волны СВС, то первые два непосредственно определяют интенсивность теплоотвода (8).



Соотношение для критического набора параметров, при которых возможно горение, целесообразно переписать как зависимость $H(\eta, U)$. Тогда при фиксированных остальных параметрах можно ввести критическое значение толщины

$$H_{cr} = \frac{\eta}{\sqrt{\pi}} \frac{a_p^2}{U_{cr}} \quad (9)$$

Параметр H_{cr} , выше которого возможен стационарный режим СВС, назовем порогом горения. Тогда критерием горения при фиксированном значении η можно считать условие $H > H_{cr}$. В то же время при постоянной толщине фольги критерием горения можно считать пороговое значение $\eta_{cr} = \frac{\sqrt{\pi} H}{a_p^2} U_{cr}$ (реакция протекает при $\eta < \eta_{cr}$).

Зависимость критической толщины фольги от энергии фазообразования и энергии активации диффузии. Поскольку скорость фронта СВС в первую очередь определяется стимулом реакции Δg и энергией активации реакции Q , то от этих же параметров зависит критерий гашения. Решив систему (1), (7) при различных значениях Δg , Q , η и при фиксированных $4l$ и f , установлено, что зависимость $H_{cr}(\Delta g, Q, \eta)$ хорошо аппроксимируется экспоненциальной функцией

$$H_{cr}(\Delta g, Q, \eta) = \eta H_0(\Delta g) \exp\left(\frac{Q}{Q^*(\Delta g)}\right), \quad (10)$$

где $Q^*(\Delta g) \approx b_Q \Delta g + Q_0$, $H_0(\Delta g) \approx b_H \ln(\Delta g/Q_0)$, коэффициенты b_Q и b_H зависят от периода мультислойности $4l$ и эффективности фольги f (точный вид зависимостей будет рассмотрен в отдельной работе).

Выводы

1. Показано, что учет отвода тепла с фронта реакции СВС, распространяющейся в нанослойной фольге, находящейся в тепловом контакте с окружающей средой, при определенных условиях может приводить к ее гашению.

2. Горение возможно, если характеристическая скорость теплоотвода, определяемая уравнением (8), превышает пороговое значение, которое в первую очередь зависит от энергии активации диффузии, термодинамического стимула образования интерметаллида и температуры среды.

3. Гашения реакции СВС в системе МФ — теплопроводящий материал можно избежать пу-

тем увеличения толщины фольги, ухудшения теплового контакта между элементами системы, повышением температуры и реактивной способности фольги (выбором толщины слоев, обеспечивающих более высокую скорость распространения фронта реакции СВС, и уменьшением толщины интерметаллида на межслойных границах).

4. Предложена аналитическая аппроксимация (10) пороговой толщины для режима горения от энергии активации и термодинамического стимула реакции.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки Украины в рамках целевой комплексной программы фундаментальных исследований НАН Украины «Фундаментальні проблеми наноструктурних систем, наноматеріалів, нанотехнологій».

1. Концепция развития СВС как области научно-технического прогресса / Отв. ред. А. Г. Мержанов. — Черноголовка: Территория, 2003. — 368 с.
2. Barzykin V. V., Merzhanov A. G., Strunina A. G. Ignition of heterogeneous systems containing condensed reaction products // Proc. 23rd Int. symp. on combustion. The Combustion Institute, Pittsburgh, 1990. — P. 1725–1731.
3. Diffusion welding of γ -TiAl alloys through nanolayered foil of Ti/Al system / A. I. Ustinov, Yu. V. Falchenko, A. Ya. Ischenko et al. // Intermetallics. — 2008. — **16**. — P. 1043.
4. Modeling and characterizing the propagation velocity of exothermic reactions in multilayer foils / B. Mann, A. J. Gaven, M. E. Reiss et al. // J. Appl. Phys. — 1997. — **82**, № 3. — P. 1178–1188.
5. Запорожец Т. В., Гусак А. М., Устинов А. И. Моделирование стационарного режима реакции СВС в нанослойных материалах (феноменологическая модель). 1. Одностадийная реакция // Современ. электрометаллургия. — 2010. — **1**. — С. 40–46.
6. Zaporozhets T. V., Gusak A. M., Ustinov A. I. SHS reactions in nanosized multilayers — analytic model versus numeric model // Intern. J. of Self Propagating High Temperature Synthesis. — 2010. — **19**, № 4. — P. 227–236.
7. Запорожец Т. В. Моделирование стационарного режима распространения реакции СВС в нанослойных материалах (феноменологическая модель). Двухстадийная реакция // Вісн. Черкас. ун-ту. — 2010. — **171**. — С. 16–30.
8. Characterization of self-propagating formation reactions in Ni/Zr multilayered foils using reaction heats, velocities, and temperature-time profiles / S. C. Barron, R. Knepper, N. Walker, T. P. Weihs // J. Appl. Phys. — 2011. — **109**. — P. 13–19.
9. Joining of stainless-steel specimens with nanostructured Al/Ni foils / J. Wang, E. Besnoin, A. Duckham et al. // Ibid. — 2004. — **95**, № 1. — P. 248.
10. Effects of physical properties of components on reactive nanolayer joining / J. Wang, E. Besnoin, O. M. Knio, T. P. J. Weihs // Ibid. — 2005. — **97**, № 11. — P. 114–307.
11. Автоволновое распространение экзотермических реакций в тонких многослойных пленках системы Ti–Al / А. Э. Григорян, Н. Г. Елистратов, Д. Ю. Ковалев и др. // Докл. РАН. — 2001. — **381**, № 3. — С. 368–372.

The paper deals with the problem of propagation of the front of gas-free combustion (reaction CBC) in nanolayered foils, which are in thermal contact with the surfaces being joined. It is shown that dependence of the velocity of propagation of the combustion front on heat removal intensity is of a threshold nature: there exist critical values of heat removal intensity, at which the combustion mode in nanolayered foil — conducting material system is suppressed.

Поступила в редакцию 11.04.2011



ОСОБЕННОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ТЕМПЕРАТУР В ТОНКОЛИСТОВОМ АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМг5М ПРИ СВАРКЕ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

А. Г. ПОКЛЯЦКИЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние материала подкладки, скорости сварки и диаметра бурта инструмента на изменение характера распределения температур в поперечном сечении сварных соединений. Установлено, что образование неразъемных соединений при сварке трением с перемешиванием происходит при температуре не выше 450 °С.

Ключевые слова: сварка трением с перемешиванием, алюминиевый сплав АМг5М, тонкий лист, стыковые соединения, термический цикл, распределение температур

При сварке трением с перемешиванием (СТП) интенсивно происходят процессы деформирования и перемещения по сложной траектории нагретого до пластического состояния материала, механического измельчения его составляющих, рекристаллизации зерен, диффузии частиц и интенсивного перемещения дислокаций, в результате чего образуется неразъемное соединение в твердой фазе без расплавления основного материала. Эффективность протекания этих процессов в значительной степени зависит от тепловыделения в местах контакта трущихся рабочих поверхностей инструмента со свариваемым металлом.

На распределение температурных полей в зоне соединения существенное влияние оказывают теплофизические характеристики свариваемых сплавов и параметры процесса сварки. Однако анализ результатов экспериментальных исследований и теоретических расчетов, приведенных в зарубежных источниках, показывает, что в большинстве случаев при сварке алюминиевых сплавов средних толщин формирование неразъемных соединений происходит при максимальной температуре нагрева металла не выше 500 °С, что составляет около 70...80 % температуры плавления этих материалов [1–5]. При этом металл в зоне сварки находится при повышенной температуре очень кратковременно, благодаря чему степень разупрочнения и снижение его физико-механических характеристик значительно меньше, чем при сварке плавлением [6–9].

При сварке тонколистовых заготовок возникают определенные особенности, обусловленные изменением характера теплоотвода как в подкладку, на которой происходит формирование неразъемного соединения, так и в продольном и поперечном направлении основного материала. Кроме того, при вращательно-поступательном дви-

жении рабочего инструмента в зонах контакта его рабочих поверхностей со свариваемым сплавом возникают различные термодформационные условия как со стороны набегания инструмента (где направления векторов его вращения и линейного перемещения совпадают), так и отхода инструмента, где они имеют противоположные направления.

Цель данной работы — исследование особенностей распределения температур в стыковых соединениях тонколистового алюминиевого сплава АМг5М, выполненных СТП.

Для проведения экспериментальных исследований использовали широко применяемый при изготовлении различных сварных конструкций алюминиевый сплав АМг5М. СТП листов толщиной 2,8 мм осуществляли на сконструированной в ИЭС им. Е. О. Патона лабораторной установке. Для получения стыковых соединений использовали специальные инструменты с диаметром бурта 12 и 14 мм и коническим наконечником. Скорость вращения инструмента составляла 2880 об/мин, а линейная скорость его перемещения вдоль стыка — 8...20 м/ч. Для сравнения термических циклов листы из сплава АМг5М сваривали автоматической аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом (АДСНЭ) на установке MW-450 («Fronius», Австрия) со скоростью 10 м/ч на токе 160 А с использованием в качестве присадки сварочной проволоки СвАМг5.

Температуру металла в различных зонах сварных соединений измеряли с помощью хромель-алюмелевых термопар диаметром 0,1 мм. Результаты измерений в процессе сварки записывали на компьютер с помощью модуля аналогового ввода I-7018P фирмы ICP DAS, используя программу EZ Data Logger v431. Модуль подключали к компьютеру с помощью дополнительного преобразователя сигнала EX 9530 с программным обеспечением DCON Utility v5.1.8.

Анализ полученных результатов показывает, что характер изменения температуры свариваемого материала обусловлен специфическими ус-

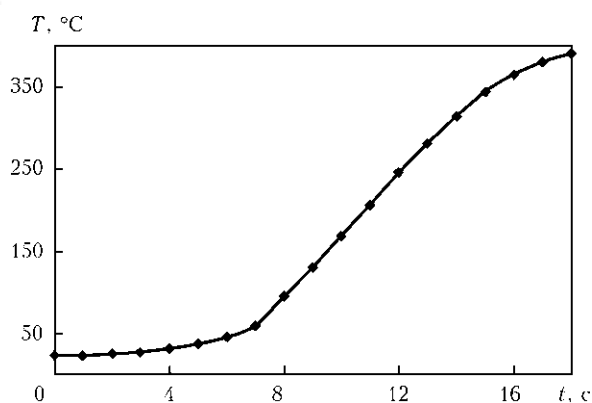


Рис. 1. Распределение температуры нагрева сплава АМг5М на расстоянии 6 мм от центра шва при погружении рабочего инструмента процесса СТП с диаметром бурта 12 мм и накопчиком конической формы ($v_{св} = 8$ м/ч)

ловиями формирования неразъемного соединения в твердой фазе. На начальной стадии процесса СТП, когда вращающийся наконечник инструмента постепенно заглубляется встык, происходит незначительное увеличение количества тепла, выделяемого в результате трения (рис. 1). При дальнейшем погружении рабочего инструмента, когда возникает контакт между торцевой поверхностью его бурта и свариваемым материалом (на седьмой секунде), температура нагрева последнего начинает резко повышаться. Это происходит до тех пор, пока бурт инструмента не проникнет в свариваемый металл примерно на 0,1 мм, когда между подкладкой и рабочими поверхностями инструмента образуется замкнутое пространство, внутри которого пластифицированный материал, находясь под высоким давлением, перемещается по кругу вращающимся инструментом и образует точечный шов.

Когда, кроме вращательного движения, инструмент начинает осуществлять поступательное перемещение вдоль стыка для получения линейного шва, то впереди со стороны набегающего инструмента образуется зона избыточного давления, из которой его рабочие поверхности вытесняют препятствующий их движению нагретый до пластического состояния материал. Этот материал благодаря поступательно-вращательному движению инструмента постоянно перемещается в зону, освобождающуюся позади него. Но по пути туда он под высоким давлением проталкивается возле инструмента со стороны его отхода, где уже имеется пластифицированный материал, нагретый до такой же температуры. По-видимому, при возникающем трении между этими объемами материала происходит незначительное дополнительное тепловыделение, в результате чего температура металла в зоне формирования неразъемного соединения всегда со стороны отхода инструмента на 10...15 °C выше, чем со стороны его набегающего (рис. 2).

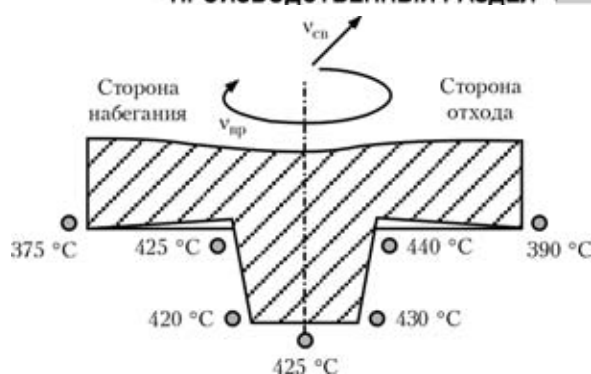


Рис. 2. Температурные точки металла в соединении СТП сплава АМг5М со скоростью 8 м/ч

Нагрев свариваемого материала до максимальных температур происходит вокруг наконечника инструмента у его основания в зоне примыкания к рабочей поверхности бурта. Однако при сварке тонколистовых материалов наконечник инструмента очень короткий. Поэтому значительное количество тепла, выделяемое вследствие трения, распространяется в подкладку, на которой формируется неразъемное соединение. Следовательно, одним из эффективных способов повышения температуры металла в зоне сварки является использование подкладок, изготовленных из материалов с низкой теплопроводностью.

В ходе проведенных экспериментальных исследований установлено, что при использовании асбестоцементной подкладки взамен стальной при СТП сплава АМг5М толщиной 2,8 мм температура металла у края бурта инструмента при тех же параметрах режима повышается примерно на 20 %. Так, со стороны набегающего инструмента свариваемый металл нагревается до 450, а со стороны его отхода — до 470 °C.

Измерения температур на различном удалении от оси шва со стороны отхода инструмента позволили установить закономерности распространения теплового поля при сварке в твердой фазе стыковых соединений тонколистовых материалов из алюминиевых сплавов. Полученные результаты свидетельствуют о том, что при СТП сплава АМг5М со скоростью 8 м/ч на расстоянии 6 мм от оси шва металл нагревается до температуры 390 °C (рис. 3, а). При этом максимальное значение температуры достигается не в тот момент, когда инструмент располагается напротив термопары, а после перемещения его дальше примерно на 2 мм. На расстоянии 11 мм от оси шва максимальная температура нагрева металла (250 °C) достигается при смещении источника нагрева от термопары почти на 7 мм. С увеличением расстояния от оси шва до 21 мм максимальная температура нагрева металла снижается до 160 °C при удалении источника нагрева на 15 мм от термопары. При дальнейшем увеличении расстояния от оси шва до 31 и 40 мм максимальная темпе-



ратура металла снижается соответственно до 110 и 80 °С. Полученные кривые свидетельствуют о быстром распространении тепла в поперечном и продольном направлениях от оси шва при СТП тонколистовых заготовок из алюминиевого сплава АМг5М, имеющего большую теплопроводность. При этом части кривых, соответствующие процессам нагрева и охлаждения металла, имеют несимметричный характер. Так, термопара, расположенная у края бурта, показывает, что если инструмент находится на расстоянии 5 мм до нее, то металл в этой зоне нагревается приблизительно до температуры 270 °С, а после перемещения инструмента на такое же расстояние за термопару температура металла находится на уровне 380 °С, т. е. охлаждение металла после сварки происходит медленнее, чем его нагрев. Однако общее время пребывания металла в процессе сварки при температурах выше 200 °С не превышает 15 с.

Увеличение скорости линейного перемещения инструмента вдоль стыка оказывает существенное влияние на температуру нагрева металла в зоне сварки. Так, повышение скорости сварки с 8 до 20 м/ч приводит к снижению температуры сплава АМг5М у края бурта со стороны отхода инструмента с 390 до 350 °С (рис. 3, б). При этом максимальное значение температуры металла в этой

точке достигается при удалении инструмента от термопары дальше 4 мм. При смещении инструмента за термопару почти на 10 мм на расстоянии от оси шва 11 мм максимальная температура нагрева металла при скорости сварки 20 м/ч составляет около 220 °С. С увеличением расстояния от оси шва до 21, 31 и 40 мм максимальный уровень температуры нагрева металла снижается до 140, 90 и 65 °С соответственно. Однако анализ полученных сварных соединений показал, что при температуре нагрева сплава АМг5М, которая достигается при скорости сварки 20 м/ч, не обеспечивается достаточная пластичность материала в зоне образования неразъемного соединения, вследствие чего в швах возникают внутренние дефекты.

Одним из способов повышения количества выделяемого в зоне сварки тепла может быть увеличение диаметра бурта инструмента [10], что позволяет увеличить площадь его торцевой поверхности, контактирующей со свариваемым материалом. В ходе проведенных экспериментальных исследований установлено, что при постоянной скорости сварки 8 м/ч использование инструмента с диаметром бурта 14 мм позволяет повысить температуру нагрева металла у основания наконечника со стороны отхода инструмента до 470 °С. При этом пропорциональное повышение температуры металла наблюдается и в остальных характерных зонах вокруг рабочих поверхностей инструмента. Так, при диаметре бурта 14 мм у его края со стороны отхода инструмента металл нагревается до температуры 410 °С, что на 20 °С выше, чем у края бурта диаметром 12 мм. Повышение температуры металла в зоне образования неразъемного соединения приводит к незначительному снижению скорости его охлаждения и увеличению времени пребывания при повышенных температурах.

Сравнительный анализ распределения температуры в поперечном (рис. 4) и продольном (рис. 5) направлениях стыковых соединений сплава АМг5М свидетельствует о существенном различии степени нагрева металла при АДСНЭ и СТП. При АДСНЭ в зоне образования неразъемного соединения происходит полное расплавление металла. На расстоянии 2 мм от оси шва температура металла находится на уровне 1000 °С, а вблизи зоны сплавления шва с основным материалом на расстоянии около 5 мм от оси шва она приближается к 638 °С — температуре, при которой только начинается кристаллизация сплава АМг5М. Кроме того, нагрев металла до высоких температур при сварке плавлением обуславливает и более широкую зону термического влияния. Так, до температур свыше 200 °С свариваемый металл нагревается на расстоянии 19 мм от оси шва, тогда как при СТП в твердой фазе максимальная температура нагрева металла

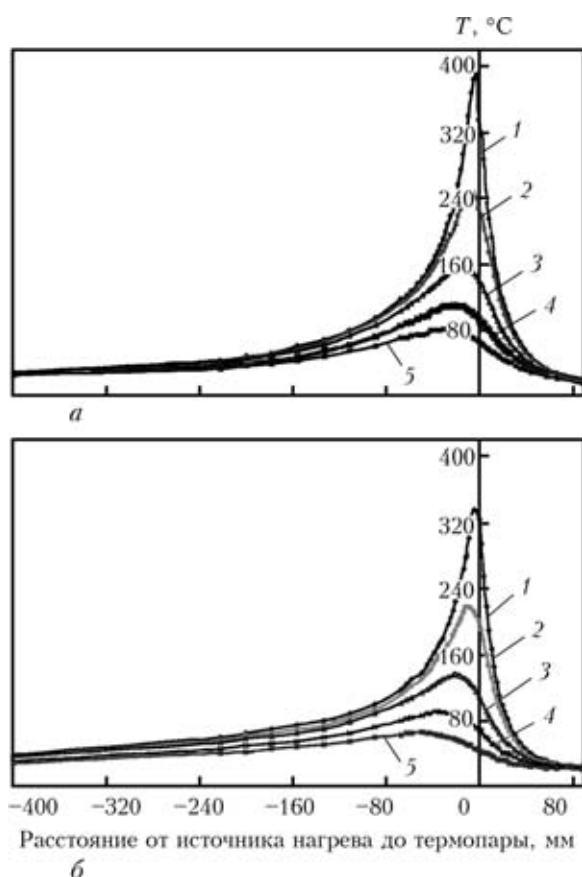


Рис. 3. Распределение температуры при СТП стыкового соединения сплава АМг5М со скоростью 8 (а) и 20 м/ч (б) при различном удалении от оси шва: 6 (1); 11 (2); 21 (3); 31 (4); 40 (5) мм

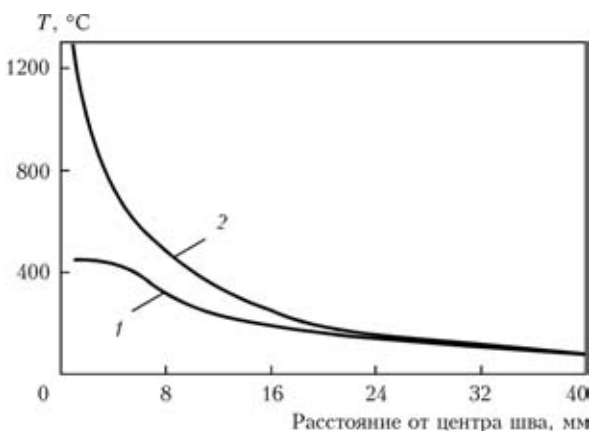


Рис. 4. Распределение температуры в поперечном направлении стыковых соединений сплава АМг5М, полученных СТП (1) и АДЧНЭ (2)

в зоне образования неразъемного соединения не превышает 450 °С, а на расстоянии 5 мм от оси шва она находится на уровне 410 °С. При этом нагрев металла до температур свыше 200 °С происходит только на расстоянии 14 мм от оси шва.

В процессе остывания металла при удалении источника нагрева от места сварки происходит постепенное снижение его температуры. Поэтому при АДЧНЭ металл в зоне сплавления шва с основным материалом имеет температуру на 150 °С выше, чем при СТП даже при перемещении источника нагрева от этого места на 30 мм. И если при СТП в твердой фазе температура металла на расстоянии 5 мм от оси шва снижается ниже 200 °С при удалении источника нагрева на 35 мм, то при АДЧНЭ плавлением — на 75 мм. Следовательно, максимальная температура нагрева металла в зоне образования неразъемного соединения и общее время пребывания основного свариваемого материала при высоких температурах сокращаются, в результате чего уменьшается вероятность протекания необратимых физико-химических процессов, приводящих к существенному снижению механических свойств сварных соединений и вызывающих их деформацию.

В заключение следует отметить, что качественное формирование швов при СТП стыковых соединений алюминиевого сплава АМг5М толщиной 2,8 мм обеспечивается при нагреве металла в зоне сварки до 450 °С, что составляет 79 % температуры начала его плавления. При этом на расстоянии 5 мм от оси шва металл нагревается всего лишь до температуры 410 °С, тогда как при АДЧНЭ он в этой зоне еще находится в расп-

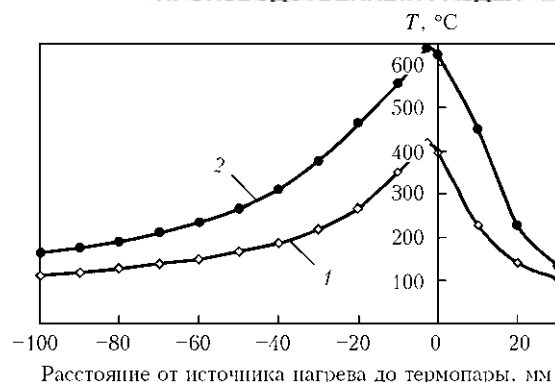


Рис. 5. Распределение температуры в продольном направлении на расстоянии 5 мм от оси шва при СТП (1) и АДЧНЭ (2) стыковых соединений сплава АМг5М

лавленном состоянии при температуре начала кристаллизации 638 °С. Снижение максимальной температуры нагрева зоны сварки и сокращение времени пребывания свариваемого материала при повышенных температурах окажет положительное влияние на свойства сварных соединений, полученных СТП.

1. *Analysis of friction stir welds using thermocouple measurements* / S. G. Lambrakos, R. W. Fonda, J. O. Milewski, J. E. Mitchell // *Sci. and Techn. of Welding and Joining*. — 2003. — № 5. — P. 385–390.
2. *Microstructural modeling in friction stir welding of 2000 series aluminium alloys* / H. Shercliff, M. Russell, A. Taylor, T. Dickerson // *Mecanique and Industries*. — 2005. — № 6. — P. 25–35.
3. *Temperature analysis in friction stir welding of ADC12/5052 dissimilar aluminium alloys* / M. Kokubo, Y. Takayama, S. Kazui et al. // *J. of Japan Institute of Light Metals*. — 2007. — № 11. — P. 511–517.
4. *Colegrove P. A., Shercliff H. R. Experimental and numerical analysis of aluminium alloy 7075—T7351 friction stir welds* // *Sci. and Techn. of Welding and Joining*. — 2003. — № 5. — P. 360–368.
5. *Khandkar M. H., Khan J. A., Reynolds A. P. Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model* // *Ibid.* — 2003. — № 3. — P. 165–174.
6. *Cederqvist L., Reynolds A. P. Factors affecting the properties of friction stir welding aluminum lap joints* // *Welding J.* — 2001. — № 12. — P. 281–287.
7. *Effect of welding parameters on nugget zone microstructure and properties in high strength aluminium alloy friction stir welds* / A. A. Hassan, P. B. Prangnell, A. F. Norman et al. // *Sci. and Techn. of Welding and Joining*. — 2003. — № 4. — P. 257–268.
8. *Sato Y. Relationship between mechanical properties and microstructure in friction stir welded Al alloys* // *J. of the Japan Welding Society*. — 2002. — № 8. — P. 33–36.
9. *Chao Y., Wang Y., Miller K. Effect of friction stir welding on dynamic properties of AA2024-T3 and AA7075-T7351* // *Welding J.* — 2001. — № 8. — P. 196–200.
10. *Okamura H. Point of application for FSW* // *Welding Techn.* — 2003. — № 15. — P. 60–69.

Influence of backing material, welding speed and diameter of tool shoulder on the change of the nature of temperature distribution in welded joint cross-section was studied. It is established that formation of permanent joints in friction stir welding takes place at the temperature not higher than 450 C.

Поступила в редакцию 18.04.2011



РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ УСТРАНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ КОЛЕНЧАТЫХ ВАЛОВ ПРИ ШИРОКОСЛОЙНОЙ НАПЛАВКЕ

С. Ю. КРИВЧИКОВ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Разработаны способы борьбы с деформацией коленчатых валов двигателей легковых автомобилей, вызванной широкослойной наплавкой при их восстановлении. Установлено, что эффективными способами устранения деформации являются предварительный подогрев наплавляемых шеек и (или) приложение осевой растягивающей нагрузки к коленчатому валу в процессе наплавки.

Ключевые слова: дуговая широкослойная наплавка, коленчатые валы, деформация, меры устранения

Для восстановления изношенных коленчатых валов двигателей легковых автомобилей широко применяют различные способы дуговой наплавки. Как показывает практика, наиболее прогрессивным из них является широкослойная наплавка самозащитной порошковой проволокой [1], которая отличается высокой производительностью, стабильностью качества получаемых результатов и обеспечивает рабочий ресурс восстановленного коленчатого вала на уровне нового. Вместе с тем при широкослойной наплавке рабочих поверхностей (коренных и шатунных шеек) происходит их существенный разогрев [2], что вызывает появление деформаций — изменение первоначальной длины коленчатого вала. Согласно конструкторской документации большинство типов коленчатых валов характеризуется базовой длиной l_0 , которая может изменяться лишь в узких пределах ($\pm 0,3$ мм). Поэтому если в результате наплавки значение линейной деформации Δl выходит за рамки указанных допусков, это приводит к появлению повышенного осевого люфта и создает проблемы при установке восстановленного коленчатого вала в двигатель.

Данная работа посвящена разработке способов устранения линейной деформации (укорочения) коленчатых валов при широкослойной наплавке. В качестве объекта исследований выбран пятипорный коленчатый вал, который представляет собой кривошип, состоящий из пяти коренных и четырех шатунных шеек. Такая конструкция коленчатого вала широко применяется во многих двигателях современных легковых автомобилей отечественного и зарубежного производства и отличается лишь геометрией и химическим составом основного металла (среднеуглеродистая легированная сталь или высокопрочный перлитный чугун). Для определения укорочения отдельных конструктивных элементов коленчатого вала (ко-

ренных и шатунных шеек) изготовлены соответствующие цилиндрические образцы-имитаторы. Погрешность измерения всех линейных размеров составляла $\pm 0,05$ мм.

На рис. 1 показано влияние режима широкослойной наплавки на суммарную длину коренной Δl_k и шатунной $\Delta l_{ш}$ групп шеек, а также общую длину коленчатого вала $\Sigma \Delta l$ ($\Sigma \Delta l = \Delta l_k + \Delta l_{ш}$) после наплавки и остывания коленчатого вала до комнатной температуры. Как видно из рисунка, с увеличением тока наплавки I_n разность длин до и после наплавки Δl всех конструктивных элементов и коленчатого вала в целом возрастает и при максимальной производительности процесса наплавки существенно превышает допустимые пределы, установленные для базовой длины l_0 . Кроме того, укорочение коренных шеек Δl_k после наплавки несущественно зависит от I_n . В то же время при одинаковых токах наплавки $\Delta l_{ш}$ значительно больше Δl_k и пропорционально увеличивается с повышением I_n . При этом вклад $\Delta l_{ш}$ в $\Sigma \Delta l$ составляет 73...80 %. Разное влияние I_n на Δl_k и $\Delta l_{ш}$ связано с тем, что шатунные шейки в отличие от коренных изготавливаются пустотелыми, благодаря чему температура их разогрева в процессе

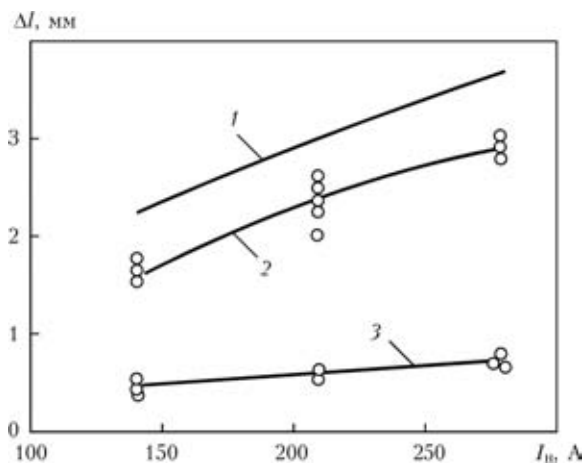


Рис. 1. Влияние тока широкослойной наплавки на изменение длины коленчатого вала и его конструктивных элементов: 1 — $\Sigma \Delta l$; 2 — $\Delta l_{ш}$; 3 — Δl_k



наплавки значительно выше. В результате в кристаллизующейся сварочной ванне и основном металле шатунной шейки создаются благоприятные условия для более полного протекания усадочных процессов.

Применение ремонтных колец. Одним из наиболее простых и доступных способов устранения укорочения коленчатых валов, вызванного наплавкой, является предварительная (перед наплавкой) установка ремонтных колец (рис. 2). При этом толщина каждого кольца должна быть на 0,5...1,0 мм больше $\Sigma\Delta l$, определяемой из рис. 1. Окончательно базовая длина коленчатого вала регулируется путем механической обработки после наплавки. Основным недостатком данного способа является то, что компенсация суммарного укорочения коленчатого вала осуществляется за счет только первой коренной шейки. Таким образом, имеет место осевое смещение отверстий масляных каналов всех групп шеек относительно фиксированного подвода смазки в масляной системе двигателя. В зависимости от величины $\Sigma\Delta l$ это может привести к частичному или полному перекрытию сечения отверстия масляного канала и нарушению подачи смазки к трущимся поверхностям. Как показывает практика, данный способ может быть успешно использован при широкослойной наплавке коленчатых валов относительно небольших размеров (например, коленчатых валов двигателей автомобилей семейства ВАЗ, «Таврия» и т. п.), у которых $\Sigma\Delta l$, как правило, не превышает 1,5 мм.

Применение предварительного подогрева. Одной из отличительных особенностей широкослойной наплавки является то, что относительно узкая жидкая сварочная ванна формируется на всей длине наплавляемой шейки практически одновременно с началом процесса наплавки. В дальнейшем движение фронта сварочной ванны и ее кристаллизация определяются скоростью наплавки (скоростью вращения наплавляемой шейки). В результате после завершения наплавки вся поверхность шейки оказывается покрытой слоем наплавленного металла, ширина которого равна длине шейки. В соответствии с общей теорией деформирования удлинение Δl_t образца при нагреве определяется зависимостью: $\Delta l_t = k l_n \alpha_{cp} \Delta T$ (k — коэффициент пропорциональности; l_n — начальная длина образца; α_{cp} — среднее значение коэффициента линейного расширения металла образца в рассматриваемом температурном интервале; ΔT — разность между температурой нагрева и первоначальной температурой образца), согласно которой если шейку коленчатого вала длиной l_n предварительно (перед наплавкой) нагреть до определенной заданной температуры $T_{под}$, то широкослойная наплавка будет уже проводиться на

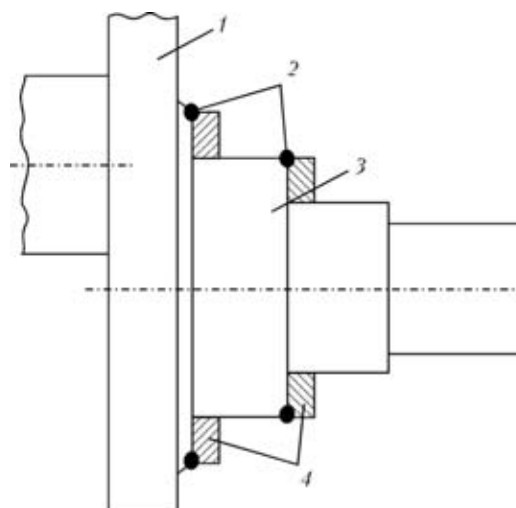


Рис. 2. Схема установки ремонтных колец на первой коренной шейке для устранения укорочения наплавленного коленчатого вала: 1 — шейка; 2 — прихватки; 3 — первая коренная шейка; 4 — ремонтные кольца

шейку длиной $l_n + \Delta l_r$, где Δl_r — приращение длины шейки, вызванное нагревом. При этом в силу особенностей широкослойной наплавки длина сварочной ванны также увеличится на Δl_r . В результате можно предположить, что при правильно выбранной $T_{под}$ величина Δl_t компенсирует укорочение шейки $\Delta l_{ш}$, так как более широкий закристаллизовавшийся слой наплавленного металла препятствует более полному протеканию усадочных процессов в основном металле при остывании шейки.

Для изучения влияния $T_{под}$ на линейные размеры коренных и шатунных шеек проведена широкослойная наплавка образцов-имитаторов соответствующих шеек на оптимальном режиме ($I_n = 250$ А) при различных температурах предварительного подогрева. Полученные результаты (среднее значение по двум-трем образцам) представлены в таблице. Из приведенных данных видно, что с увеличением $T_{под}$ остаточная линейная деформация как шатунной, так и коренной шейки монотонно уменьшается, а при $T_{под} \approx 300$ °С становится примерно равной нулю. Более высокие температуры предварительного подогрева приведут к тому, что базовая длина наплавленного коленчатого вала будет больше исходной (до наплавки).

Влияние температуры предварительного подогрева на изменение размеров коренных и шатунных шеек

Параметр	$T_{под}, ^\circ\text{C}$					
	20	100	200	300	400	500
$\Delta l_{ш}$	-2,88	-2,42	-1,92	-0,54	0,25	1,04
Δl_k	-0,68	-0,44	-0,35	0,42	0,76	0,82

Примечание. Отрицательные значения — укорочение, положительные — удлинение первоначальных размеров шеек.



Следует отметить, что несмотря на то, что введение в технологический процесс наплавки дополнительной операции предварительного подогрева делает его более энерго- и трудоемким, для некоторых типоразмеров коленчатых валов она является полезной, а для чугунных коленчатых валов — обязательной мерой, снижающей опасность образования трещин в наплавленном и основном металлах. Вместе с тем необходимо учитывать, что применение предварительного подогрева увеличивает опасность стекания жидкой сварочной ванны с цилиндрической поверхности в процессе широкоослойной наплавки. Поэтому использование данного способа устранения деформаций возможно лишь в тех случаях, когда диаметр шеек коленчатого вала превышает 50 мм.

Применение растягивающих усилий в процессе наплавки. Известно, что среднеуглеродистые стали при нормальной температуре отличаются достаточно высокой деформационной способностью ($\delta > 10\%$). Если материалом коленчатого вала является перлитный высокопрочный чугун (например, ВЧ 50-2), то при нормальной температуре он является малопластичным ($\delta \approx 2\%$). Однако с повышением температуры его относительное удлинение может достигать 12%, а пределы прочности и текучести снижаться на порядок. В условиях сварочного процесса деформация нагретых образцов из высокопрочного чугуна происходит при относительно небольших (6...7 МПа) растягивающих нагрузках [3]. Благодаря термическому циклу широкоослойной наплавки основной металл шеек коленчатого вала в зависимости от их размеров, режима наплавки и места расположения источника нагрева может разогреваться до температур 800...1150 °С.

Исходя из этого, выполнены исследования влияния осевых растягивающих нагрузок (усилий) на длину коленчатого вала в условиях реального термомодеформационного цикла широкоослойной наплавки. Исследования проводили с помощью спе-

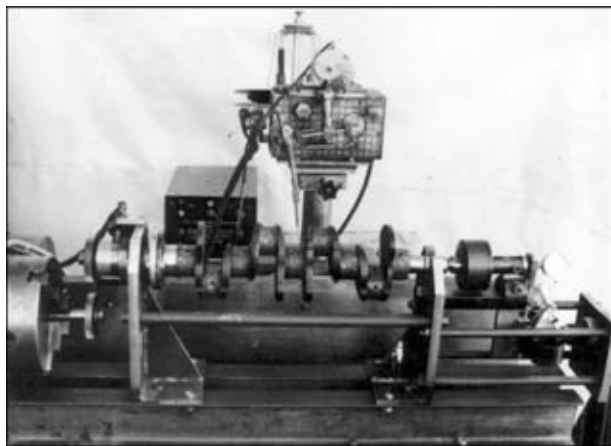


Рис. 3. Внешний вид устройства для приложения и регулирования осевого растягивающего усилия к коленчатому валу в процессе наплавки

циально изготовленного устройства (рис. 3), позволяющего осуществлять широкоослойную наплавку коленчатого вала с одновременным приложением к нему растягивающей нагрузки. Устройство состоит из металлического корпуса с закрепленными на нем зажимными механизмами (левым и правым), обеспечивающими фиксацию коленчатого вала в требуемом положении, а также его вращение и возможность осевого удлинения под действием растягивающей нагрузки. Последняя прикладывается к коленчатому валу с помощью винтового домкрата через измерительный упругий элемент — динамометр сжатия ДОСМ 3-3 и систему рычагов. Корпус устройства закрепляется на станине универсального наплавочного станка УД-209. Вращение коленчатого вала с регулируемой скоростью осуществляется от шпинделя станка УД-209 через шестеренчатую передачу. Устройство позволяет регулировать растягивающее усилие в пределах 0...30 кН.

Широкоослойную наплавку шеек проводили на оптимальном режиме ($I_n = 220...250$ А) для рассматриваемого типа коленчатого вала. На рис. 4 представлены динамические кривые изменения длины коленчатого вала в процессе наплавки коренных шеек ($\Delta l - \tau_{цн}$) и в процессе его охлаждения ($\Delta l - \tau_{охл}$) под действием постоянного растягивающего усилия $P = 30$ кН. Время цикла наплавки коренной шейки $\tau_{цн}$ включает время, затраченное на наплавку шейки (300 с), и время на настройку наплавочного станка для наплавки последующей шейки.

Полученные данные позволяют сделать вывод, что в процессе наплавки шеек длина коленчатого вала возрастает в результате как термического удлинения, так и пластической деформации, вызванной действием растягивающей нагрузки. Затем по мере охлаждения длина вала уменьшается

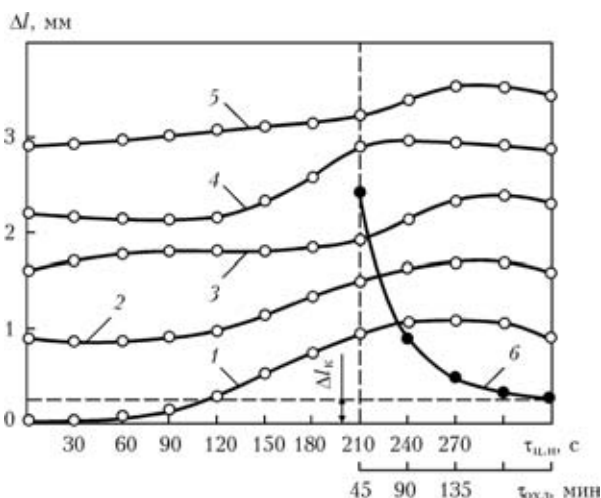


Рис. 4. Динамические кривые изменения длины коленчатого вала в процессе широкоослойной наплавки коренных шеек (1-5) и в процессе его охлаждения (6) под воздействием осевой растягивающей нагрузки

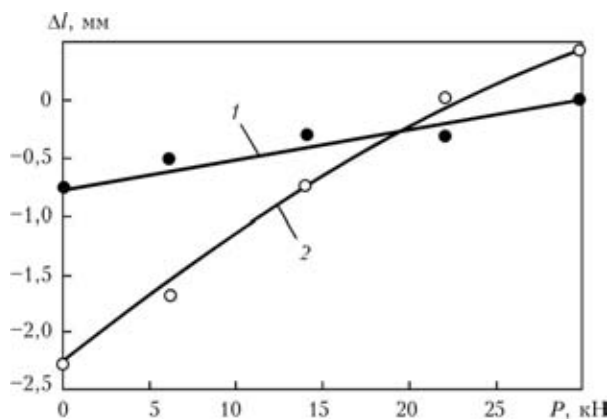


Рис. 5. Влияние осевого растягивающей нагрузки на изменение длины коренных Δl_k (1) и шатунных $\Delta l_{ш}$ (2) шеек коленчатого вала при широкослойной наплавке

вследствие протекания усадочного процесса в основном и наплавленном металлах. При комнатной температуре Δl достигает постоянного значения, равного Δl_k , характеризующего фактическое удлинение ($\Delta l_k > 0$) коленчатого вала, произошедшее под действием осевой растягивающей нагрузки.

На рис. 5 видно, что Δl в зависимости от осевого усилия изменяется как по знаку, так и по

значению. Причем укорочение коленчатого вала в результате наплавки шатунных $\Delta l_{ш}$ и коренных Δl_k шеек различно и зависит от растягивающей нагрузки. Очевидно, что дополнительное применение предварительного подогрева шеек позволит уменьшить оптимальное значение растягивающей нагрузки.

Следует отметить, что последний способ борьбы с остаточными деформациями можно считать универсальным, так как он применим к любому типу коленчатого вала независимо от его геометрических размеров, формы и химического состава основного металла.

1. Жудра А. П., Кривчиков С. Ю., Петров В. В. Технология широкослойной наплавки крупногабаритных коленчатых валов // Автомат. сварка. — 2010. — № 2. — С. 41–45.
2. Термический цикл широкослойной наплавки цилиндрических чугунных деталей самозащитной порошковой проволокой / С. Ю. Кривчиков, А. П. Жудра, В. В. Петров, Е. М. Митюхляева // Там же. — 1998. — № 4. — С. 49–50.
3. Грецкий Ю. Я., Новикова Д. П., Крошина Г. М. Влияние термического цикла на стойкость чугунов против образования трещин при сварке без подогрева // Там же. — 1986. — № 4. — С. 1–4, 13.

Methods were developed for elimination of deformation of crankshafts of car engines caused by multilayer hardfacing at their reconditioning. It is established that an effective method to eliminate deformations is preheating of hardfaced necks and (or) application of axial tensile load to the crankshaft during hardfacing.

Поступила в редакцию 26.04.2011

Палиевская Е. А., Сидлин З. А. Проблемы сырьевой базы производства сварочных материалов. — 2-е изд. исправ. и доп. — М.: ООО «Изд. дом Центросоюза», 2011. — 40 с.

Брошюра посвящена видному специалисту электродного производства Николаю Алексеевичу Тархову, заместителю главного инженера Московского опытного сварочного завода, автору ряда книг по электродному производству. В их числе монография «Изготовление электродов для дуговой сварки» (Москва–Свердловск; Машгиз, 1944. — 122 с.), в которой, в частности впервые были обобщены известные на тот период данные по сырьевой базе электродного производства.

Предложения и дополнения следует присылать по адресу:
 107996, РФ, Москва, ул. Гиляровского, 57, стр. 1.
 Тел./факс: (495) 684-53-16, 684-04-79
 E-mail: techprom-ru@yandex.ru



МЕЖДУНАРОДНЫЕ КОНКУРСЫ МОЛОДЫХ СВАРЩИКОВ В ЧЕХИИ

I Международный конкурс национальных команд молодых сварщиков «Huisman Welding Cup» состоялся в г. Фридек-Мистек (Чешская Республика) 19–20 апреля 2011 г. Инициатором конкурса была средняя профессиональная школа города Фридек-Мистек вместе с официальными партнерами конкурса учеников профессиональных школ по сварке «Золотой кубок Линде» и Немецким сварочным обществом (DVS). Конкурс проводили по сварке способом 111 (ручная дуговая сварка покрытыми электродами), 135 (дуговая сварка плавящимся электродом в активных газах), 141 (дуговая сварка неплавящимся электродом в инертных газах), 311 (газопламенная сварка). Команды каждой страны состояли из четырех конкурсантов (по одному в каждом способе сварки). В конкурсе могли участвовать ученики учебных или учебно-профессиональных заведений дневных форм обучения, при этом возрастная граница участия в конкурсе составляла максимально 20 лет. В конкурсе участвовали команды молодых сварщиков из Чешской Республики, Словацкой Республики, Германии, Китайской Народной Республики, Украины и Республики Беларусь. Команды молодых сварщиков Украины и Республики Беларусь впервые принимали участие. Финансово-материальную поддержку командного конкурса оказали правительство Моравско-Силезского края и фирма «Huisman Konstruksce s.r.o.». В команду Украины вошли: *Д. Г. Солтуз* (Хмельницкое профессиональное училище № 4), *М. Яжик* (Одесский инженерно-аттестационный центр «Прометей»), *М. П. Булавицкий* (Килийский профессиональный лицей), *В. С. Юрьев* (Ярмолинский профессиональный лицей).

Основная организационно-техническая подготовка конкурсантов проведена Одесским и Хмельницким областными отделениями Общества сварщиков Украины. Спонсорская поддержка конкурсантам оказана Одесским областным отделением Общества сварщиков Украины, ООО «ПромСИЗ» (Киев), ООО «ДельтаПлюсУкраина» (Киев).

Одновременно состоялся очередной 15-й Международный конкурс молодых (до 19 лет) сварщиков «Золотой кубок Линде» в тех же номинациях. В конкурсе приняли участие 117 учеников профессионально-технических школ Чешской Республики, Словацкой Республики и Германии.

Оба конкурса были проведены на учебно-производственной базе средней профессиональной школы города Фридек-Мистек.

Программа практической части командного конкурса включала сварку стыков и выполнение угловых швов на углеродистых и нержавеющей сталях.

Оценку сварных швов жюри осуществляло согласно нормам (без применения методов неразрушающего контроля качества), при этом образцы были под номерами. Дополнительно качество лучших сварных швов после этого оценивали по разломам. Если и в этом случае фиксировалось высокое качество сварного шва, то конкурсант мог претендовать на получение европейского сертификата на право выполнения конкретного соединения в производственных условиях.

Международное жюри практической части конкурсов возглавлял инж. Jiri Sindelka (DOM-ZO 13 s.r.o., Острава, Чешская Республика). В состав жюри вошли опытные представители фирм: DOM-ZO 13 s.r.o., Прага (Чехия); TESYDO s.r.o., Брно (Че-



Во время церемонии открытия конкурсов



Все с нетерпением ожидают оценок жюри

хия); STU MTF, Трнава (Словакия); Slovenske energetske strojarne a.s., Тлмаче (Словакия); DVS Bezirksverband, Хемниц (Германия).

Гарантом справедливости оценок выступило Чешское сварочное общество. В состав жюри теоретической части личного конкурса вошли преподаватели школы-организатора.

После торжественного открытия конкурсанты автобусом были доставлены в производственный участок школы-организатора на завод Valcoven plechu a.s. в сопровождении переводчиков школы-организатора, где проводился командный конкурс. Никто из представителей делегаций туда недопускался.

На следующий день все сварные образцы участников обоих конкурсов были выставлены для всеобщего обозрения под номерами, т. е. в том виде, как с ними работало жюри.

Для сопровождающих лиц и участников командного конкурса были проведены экскурсии на завод фирмы «Huisman Konstruks s.r.o.», который производит тяжелые подъемные морские краны и оборудование для бурения нефтяных скважин, и в музей автомобилей «Tatra».



Призеры конкурса

После подведения итогов конкурса на торжественном закрытии были награждены победители и призеры. Тройка призеров выглядит таким образом:

способ 111: Weldong Lan (Китай), Martin Balaz (Словения), Martin Kukla (Чехия);

способ 135: Qiang Yi (Китай), Tomas Pochyla (Чехия), Stefan Farkas (Словения);

способ 141: Matus Doka (Словения), Jousef Ondracek (Чехия), Benjamin Adler (Германия);

способ 311: Matej Valcik (Чехия), Michal Kulla (Словения), Вадим Юрьев (Украина).

В общем зачете: I место — Чехия, II — Словения, III — Китай.

Команды Словакии и Чехии, набравшие в общем зачете одинаковое количество баллов, разыграли первое и второе место жеребьевкой, что предусмотрено правилами конкурса.

Общество сварщиков Украины получило приглашение участвовать в международных конкурсах молодых (до 23 лет) и опытных (старше 23 лет) сварщиков, которые состоятся в Китае в мае 2012 г.

А. А. Кайдалов, д-р техн. наук,
вице-президент Общества сварщиков Украины

УДК 621.791:061.2/4

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ СЕМИНАР ПО АВТОМАТИЗАЦИИ И РОБОТИЗАЦИИ СВАРОЧНЫХ ПРОЦЕССОВ

9 июня 2011 г. в с. Княжичи Киевской области в Технологическом центре ООО «Фрониус Украина» состоялся однодневный семинар на тему «Автоматизация и роботизация сварочных процессов», организованный дирекцией и ведущими менеджерами украинского представительства австрийской компании «Фрониус». Проведение подобных семинаров стало уже традицией для ООО «Фрониус Украина» и отвечает единому бренду компании — «Фрониус — расширяя границы». Цель сварочного подразделения «Фрониус» — «расшифровать ДНК дуги». На практике это означает разработку, производство и

введение в практику таких сварочных систем, с помощью которых пользователь сможет легко управлять энергией дуги. Результатом таких возможностей может быть более высокая скорость сварки, отсутствие брызг, требуемое проплавление и др. Таким подходом мировой лидер технологий в сварке и лидер европейского рынка сварочной техники создает потенциальным клиентам условия для технического роста и успешного экономического развития.

Тема семинара была predeterminedлена возросшим в последние годы интересом предприятий различных отраслей промышленности Украины к вопро-



Демонстрационный зал компании ОАО «Фрониус Украина»

сам автоматизации и роботизации сварочных процессов.

В семинаре приняли участие около 50 специалистов служб главного сварщика многих предприятий Украины. Среди них «СМПО им. Фрунзе», Кременчугский вагоностроительный завод, АПК «Антонов» и др., а также ИЭС им. Е. О. Патона.

Открыл семинар директор по маркетингу ООО «Фрониус Украина» В. Л. Бондаренко. Он сделал краткий экскурс в историю создания и развития австрийской компании, а также охарактеризовал ее современное положение. Торговый оборот «Фрониуса» сегодня составляет около 500 млн евро, причем 95% ее продукции уходит на экспорт. Высокое качество изделий и услуг, а также 737 действующих патентов предопределили положение «Фрониуса» в качестве технологического лидера на мировом рынке. Производственные мощности компании сегодня расположены в Австрии, Канаде, Чехии, Украине, США.

Все направления деятельности компании традиционно связаны с преобразованием энергии. Это системы для зарядки батарей, сварочное оборудование и солнечная электроника (преобразование солнечной энергии).

Работа нынешнего семинара посвящена сварочному оборудованию — ведущему направлению компании. Дочерние отделения «Фрониуса» по этому направлению расположены в 13 странах, а торговые и технические представительства — в более чем 90 странах. Развивается и отделение компании в Украине ООО «Фрониус Украина» организованное в 1990 г. В нем работает 90 человек. Имеется производственная база по изготовлению полуавтоматов стандартного типа (Варио Стар и Варио Синержик). В последние годы открыты также два новых представительства в Макеевке и Стрые. Заработал на базе главного офиса компании в Украине и Технологический центр, в котором и проходил семинар. В нем на регулярной основе проводятся консультации, обеспечивается обучение персоналом потребителей оборудования, осуществляется сварочное тестирование, а также ознакомление с новыми продуктами от «Фрониус».



Во время практической демонстрации

В рамках программы «Национальная техническая поддержка» ООО «Фрониус Украина» использует следующие формы сотрудничества: техническая поддержка пользователей оборудования, консультации по телефону, электронной почте, непосредственно на предприятии; ввод в эксплуатацию, обучение обслуживающего персонала заказчика дистрибьютором или представителем ООО «Фрониус Украина»; проведение сварочных тестов, подбор заказчику оборудования и технической документации.

Затем В. Л. Бондаренко перечислил ряд новых продуктов компании «Фрониус», предложенных в последние годы:

- оборудование для сварки МИГ/МАГ с цифровым управлением, обеспечивающее неограниченные возможности в управлении, в частности, системы Trans Steel. Последняя обеспечивает сварку короткой дугой с глубоким проплавлением и со струйным переносом;
- процесс CMT и CMT Advance;
- системы высокопроизводительной сварки («Time», «Time Twin», «Laser Hybrid»);
- новое оборудование для сварки ТИГ;
- системы плазменной сварки (на постоянном и переменном токе);
- оборудование для MMA процесса, в частности технология «Resonaut Intelligence»;
- усовершенствованная контактная точечная сварка;
- токоподводящий наконечник Contec;
- обучающая система Virtual Welding.

Далее в рамках программы семинара были заслушаны следующие доклады и презентации:

В. Онищук (ООО «Фрониус Украина») «Стандартные компоненты механизации сварки», «Системы орбитальной сварки неповоротных стыков труб», «Системные решения для автоматизации сварки/наплавки»;

В. Маслов («Техвагонмаш») «Современные технологии механизированной и роботизированной сварки, применяемые в вагоностроении»;



В. Слюта (ООО «Фрониус Украина») «Робот конфигурации от «Фрониуса»;

В. Вихарев («Yaskawa Nordic AB Moscow») «Роботизированные сварочные системы с оборудованием «Фрониус».

Каждая из первых трех презентаций-сообщений в конференц-зале сопровождалась практическим знакомством с оборудованием. В зале для его демонстрации было представлено оборудование для

механизированной сварки (FDV, FTV, FTT), оборудования для орбитальной сварки (FDA 2020+MW65, FTW 35-118).

В заключение состоялась живая дискуссия, на которой живо обсуждались вопросы по тематическим разделам семинара.

В. Н. Липодаев, д-р техн. наук
А. Т. Зельченко, канд. физ.-мат. наук

УДК 621.791:061.2/4

СОВМЕСТНОЕ ЗАСЕДАНИЕ ПРЕЗИДИУМА РАН И ПРЕЗИДИУМА НАН УКРАИНЫ

14 июня 2011 г. в Москве состоялось совместное заседание Президиума Российской академии наук и Президиума Национальной академии наук Украины. В его работе приняла участие представительная делегация НАН Украины во главе с президентом академиком Б. Е. Патonom. С вступительным словом выступили президент РАН академик РАН Ю. С. Осипов и президент НАН Украины академик Б. Е. Патон.

Далее участники заседания заслушали интересные и содержательные научные доклады ученых РАН и НАН Украины: академика НАН Украины Д. Г. Гродзинского «Радиобиологические и радиоэкологические последствия Чернобыльской катастрофы: 25 лет спустя», чл.-кора РАН Л. О. Большова «Уроки и рекомендации 25 лет исследований последствий аварии на Чернобыльской АЭС. Первые выводы относительно аварии на АЭС «Фукусима-1», академика НАН Украины В. М. Гейца «Россия и Украина в общеевропейском пространстве: гармонизация интересов и объединение усилий», чл.-кора РАН В. Г. Барановского «Европейские перспективы России и Украины: сравнительный анализ».

По итогам заседания были приняты два общих постановления Президиума РАН и Президиума НАН Украины: «О сотрудничестве между Российской академией наук и Национальной академией наук Украины и его дальнейшем развитии» и «О премии, присуждаемой Российской академией наук и Национальной академией наук Украины за выдающиеся научные результаты, которые получены в ходе общих исследований в области естественных, технических, гуманитарных и общественных наук». В частности, последним постановлением были утверждены Положения о на-

зачислении премии и решено, что первый конкурс претендентов на ее получение должен состояться в 2012 г.

Заседание завершилось подписанием Соглашения о научно-техническом сотрудничестве между Национальной академией наук Украины и РАН. Приложениями к настоящему Соглашению являются Перечень приоритетных направлений для сот-



рудничества НАН Украины и РАН и Протокол относительно безвалютного эквивалентного обмена учеными. Соглашением, в частности, предусмотрено, что научные учреждения и организации обеих академий наук, заинтересованные в установлении или расширении научных связей, согласовывают и подписывают прямые межинститутские договора о научном сотрудничестве. Очередное совместное заседание Президиума НАН Украины и Президиума РАН состоится в 2012 г. в Киеве.

СЕМИНАР ОБЩЕСТВА СВАРЩИКОВ УКРАИНЫ

16–17 июня 2011 в с. Княжичи Киевской области на базе Технологического центра ООО «Фрониус Украина» состоялся семинар-совещание «Сварочное производство Украины: состояние и перспективы», организованный советом Общества сварщиков Украины (ОСУ), Институтом электросварки им. Е. О. Патона и ООО «Фрониус Украина».

В семинаре приняли участие более 50 специалистов, представлявших большинство региональных отделений ОСУ, включая главных сварщиков, технических директоров предприятий, преподавателей университетов, руководителей сварочных лабораторий. В семинаре приняли участие также ведущие специалисты ИЭС им. Е. О. Патона.

Семинар открыл президент ОСУ, канд. техн. наук В. Г. Фартушный, который отметил важность подобных встреч специалистов, позволяющих обмениваться оперативной информацией о проблемах сварочного производства в регионах, обсудить приоритетные направления в работе ОСУ, определить пути совершенствования его деятельности. Особое внимание, несомненно, должно быть уделено вопросам повышения качества продукции, повышению ее конкурентоспособности. Он зачитал приветствие директора ИЭС им. Е. О. Патона академика Б. Е. Патона участникам семинара с пожеланиями укрепления контактов специалистов, повышения эффективности их труда на благо Украины.

Затем генеральный директор ООО «Фрониус Украина» А. И. Комиссар, приветствовав присутствующих, дал краткую информацию об организации и становлении дочернего предприятия компании «Fronius» в Украине. Сейчас, когда предприятию уже 20 лет, его продукция готовится к сертификации на критерий «европейский уровень», что позволит расширить рынок сбыта. А. И. Комиссар пожелал плодотворной работы семинару.

Исполнительный директор ОСУ канд. техн. наук В. М. Илюшенко поблагодарил руководство ООО «Фрониус Украина» за великолепные условия работы семинара, ознакомил его участников с выпуском первого номера информационно-технического журнала «Вісник Товариства зварників України», выпуск которого был приурочен к настоящему семинару.

На семинаре был заслушан доклад зав. отделом ИЭС им. Е. О. Патона, исполнительного директора Технопарка «ИЭС им. Е. О. Патона» канд. экон. наук А. А. Мазура «Сварочное производство Украины в 1990–2010 гг.». Он проанализировал динамику и причины спада производства сварочного оборудования и материалов, сварных конструкций в Украине за годы перестройки. Отметил, что в настоящее время по-прежнему не налажен ежегодный статистический отчет предприятий. Существуют проблемы с качеством подготовки специалистов сварочного производства. На сегодня для производства актуальна оптимизация баланса в категориях «качество + цена». В этой связи ОСУ должно усилить свое влияние на сокращение объемов применения дуговой сварки покрытыми электродами и наращивания использования сварки в защитных газах (себестоимость одного метра сварного шва, выполненного ручной дуговой сваркой, в 3...4 раза выше, чем при использовании сварки МАГ). Отдел экономических исследований ИЭС им. Е. О. Патона готов оказывать услуги предприятиям по оптимизации выбора способа сварки, расчета экономической эффективности и др.

В докладе директора по маркетингу ООО «Фрониус Украина» В. Л. Бондаренко «ООО «Фрониус Украина» — сегодня» был сделан экскурс в историю создания и развития известной в сварочном мире компании «Фрониус», а также ее дочернего предприятия в Украине. Подробно докладчик осветил новые разработки компании «Фрониус» за пос-



Участников семинара приветствует А. И. Комиссар



В конференц-зале Технологического центра



ледние годы, определяющие ее как ведущего технологического лидера в мире.

Технический директор ОАО «КЗЭСО» В. И. Окул в своем докладе остановился на основных направлениях создания и совершенствования выпускаемого заводом оборудования. Это, прежде всего, оборудование для контактной сварки рельсов в стационарных и путевых условиях, новое поколение оборудования для ЭШС с современными системами управления и контроля процесса.

Директор ООО НПФ «Сварконтакт» Н. А. Король рассказал о выпускаемых на предприятии инверторных источниках питания для дуговой сварки. Сейчас у большинства потребителей четкое понимание о достоинствах и преимуществах инверторов. Предприятие постоянно в поисках: идет разработка образцов оборудования для применения при сварке под водой, плазменной сварки и резки, для приварки шпилек. Совместно с ИЭС им. Е. О. Патона разработан специализированный блок, применение которого существенно расширяет технологические возможности дуговой сварки с любым выпрямителем. Достигается сварка без брызг с защитой дуги углекислым газом.

О требованиях новых стандартов в вагоностроении рассказал главный сварщик ОАО «Крюковский вагонзавод» Н. В. Высоколян. Он отметил большой спрос на грузовые вагоны. С ростом требований по безопасности и контролю за производством назрела необходимость внедрения международных стандартов сварочного производства на железнодорожном транспорте. Они включают системы проектирования, менеджмента и должны внедряться в конце 2013 г. На предприятии осваивается технология производства пассажирских вагонов с кузовом из нержавеющей стали типа 18-10. Предприятие в течение ряда лет успешно использует сварочное оборудование, поставляемое ООО «Фрониус Украина» и ООО «НПФ «Сварконтакт».

Большой интерес вызвал доклад директора консультативного центра по менеджменту канд. техн. наук Б. П. Будзана «Роль лидера предприятия в нынешних экономических условиях», осветившего те черты современного менеджера производства, которые обеспечивают успешную деятельность предприятия в меняющихся условиях. Зав. отделом ИЭС им. Е. О. Патона чл.-кор. НАН Украины А. Я. Ищенко коротко рассказал о возможностях отдела сварки цветных металлов института, положительном опыте сотрудничества с ООО «Фрониус Украина» и пригласил присутствующих к контактам. Менеджер отдела маркетинга ООО «Фрониус Украина» В. П. Слюта подробно остановился на ряде технологических процессов и оборудовании, созданном компанией «Фрониус» на протяжении последних 15 лет: сварке и наплавке с холодным переносом металла (СМТ), лазерной гибридной сварке, контактной точечной сварке тонких металлов, в том числе оцин-

кованных и разнотолщинных, новой конструкции Contec (долговечного контактного наконечника для подачи сварочной проволоки), Trans Steel Yard аппарате для сварки МАГ сталей с цифровым программным управлением и соединительным шланг-пакетом до 40 м для судостроения) и др. Обстоятельный доклад генерального директора ООО «Бинцель Украина ГмбХ» Ю. А. Дидуса был посвящен сварочным горелкам производства компании «Абикор Бинцель»: конструктивным особенностям, основным типам, эргономике, медицинским заключениям, областям и опыту применения. Был продемонстрирован ряд образцов промышленных горелок. Представлена контактная смазка для очистки и смачивания сварочной проволоки, а также устройство для точного позиционирования горелки. Главный сварщик НКМЗ (г. Краматорск) В. А. Белинский рассказал об уникальной установке для электрошлаковой сварки крупногабаритных толстостенных изделий, созданной и эксплуатирующейся на НКМЗ с 2002 г.

Главный технолог ООО «ЖЗМК» (г. Житомир) В. В. Максимчук рассказал о применяемых на предприятии технологиях и оборудовании при производстве строительных металлоконструкций, а также системе обеспечения качества продукции.

Проблемы внедрения системы управления качеством при производстве сварных конструкций на основе ДСТУ ISO 9001-2009 были рассмотрены в докладе зав. отделом ИЭС им. Е. О. Патона канд. техн. наук Ю. К. Бондаренко.

Директор МУАЦ ИЭС им. Е. О. Патона канд. техн. наук П. П. Проценко представил два разработанных и утвержденных в Украине документа, описывающих интегрированную профессию «сварщик» и программу профессионально-технического образования, соответствующие международным стандартам.

Вице-президент ОСУ д-р техн. наук А. А. Кайдалов подробно рассказал о проводимых общественном конкурсах сварщиков в Украине, а также об участии украинских сварщиков в конкурсах, проводимых в других странах, как методах популяризации профессии сварщик.

Затем состоялась дискуссия по ряду затронутых на семинаре тем и было принято решение семинара:

- 1) обратить внимание на необходимость актуализации нормативной базы в области сварочного производства в некоторых отраслях промышленности Украины. Считать целесообразным совету ОСУ способствовать активизации работ по обновлению нормативных документов, указанных участниками семинара;

- 2) отметить, что порядок представления документов разработчиками технологий, материалов и оборудования для участия в тендерах несовершенен и создает трудности для организации работ.

Просить совет ОСУ проработать этот вопрос для возможного обращения в вышестоящие органы;

3) считать целесообразным совету ОСУ изучить вопрос участия его в работе комиссии государственно-общественного сотрудничества при Кабинете Министров Украины;

4) одобрить издание вестника ОСУ;

5) принять к сведению информацию о введении интегрированной профессии «сварщик» и о соз-

дании новой программы профессионально-технического образования в области сварки в Украине. Следует опубликовать эти два документа в журнале «Вісник Товариства зварників України»;

6) проводить семинар-совещание ведущих специалистов сварочного производства Украины ежегодно.

В. Н. Липодаев, А. А. Кайдалов,
доктора техн. наук

УДК 621.791:061.2/4

УКРАИНСКО-ПОЛЬСКАЯ НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

С 29 июня по 1 июля 2011 г. в конференц-зале львовской гостиницы «Сихів» состоялась международная научно-техническая конференция «Развитие новых технологий и оборудования для сварки железнодорожных рельсов в ходе подготовки Украины и Польши к проведению ЕВРО-2012». Конференция была организована госадминистрацией железнодорожного транспорта Украины «Укрзалізниця», главным управлением путевого хозяйства «Укрзалізниця» ГТОО «Львовская железная дорога», РКР «Польские линии колийове», ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, ОАО «Каховский завод электросварочного оборудования».

В работе конференции приняли участие около 50 специалистов Украины, Польши, Германии, занимающиеся разработкой и производством оборудования для сварки рельсов, путевой железнодорожной техники, а также строительством, эксплуатацией и ремонтом железнодорожных путей.

Меньше года осталось до момента, когда прозвучит стартовый свисток первого матча футбольного еврочемпионата 2012. Сегодня у стран-хозяев впереди еще достаточно работы, связанной с развитием как отельно-туристических услуг, так и дорожно-транспортных сетей. Ведь автомобильные и железнодорожные дороги являются своеобразной визитной карточкой. От того их качественная модернизация — одна из задач всей европодготовки (тем более, что это принесет пользу не только сегодня, но и по окончании футбольного форума).

В Украине каждый год прокладывают десятки километров автомобильных дорог, однако это мизер по сравнению с работой, которая ведется на «Укрзалізниця», поскольку годовой объем обновления железнодорожного полотна здесь достигает четырех тысяч километров. «Это вызывает не только удивление, но и белую зависть», — именно такими словами отметил качественную модернизацию украинской колеи директор Управления Путевых дорог Польской железной дороги Р. Фрончек, который принимал участие в конференции.



По словам главы правления ОАО «КЗЭСО» Я. Микитина, необходимость такой конференции продиктована временем, ведь две страны готовятся к Евро-2012 и у нас, и у них нужно увеличивать скорость и комфортабельность железнодорожных перевозок. Тем более, что Польша кое в чем отстала в части сваривания рельсов. Сегодня требования к сварке рельсов находятся на совсем другом техническом уровне и нужно, чтобы каждый сварной стык имел свой паспорт, электронную запись режимов выполнения сварки. Все это требует более современных технологий, других машин. А то оборудование, которое находится в парке Польской железной дороги, не отвечает действующим сегодня требованиям. Главный инженер путевого главка «Укрзалізниця» В. Яковлев отметил, что нынешняя конференция — не только обмен опытом, но и хорошая школа для железнодорожников двух соседних стран.

На конференции были заслушаны доклады: С. И. Кучука-Яценко и А. В. Дидковского (ИЭС им. Е. О. Патона) «Современные технологии и оборудование для сварки рельсов в стационарных и полевых условиях»; Я. И. Микитина, А. В. Мотрия, С. В. Духа (ОАО «КЗЭСО») «Рельсосварочные и путевые машины производства Каховского завода электросварочного оборудования»; Э. Подымняка-Фийолэка (Бюро железных дорог, РКР «Польские линии ко-

лийове») «Рельсы, которые эксплуатируются на дорогах РКР «Польские линии колийове»; И. Ясинского (Центр диагностики, РКР «Польские линии колийове») «Требования для получения допуска к проведению сварочных работ на польских железных дорогах; В. А. Яковлева (ЦП «Укрзалізниця») «Опыт выполнения работ на железных дорогах Украины».

С презентациями также выступили: НПП «Рapid», официальный дистрибьютор «Lincoln GmbH» (Германия), ОАО «Днепропетровский стрелочный завод» (Украина), GRAW Sp.z.o.o (Польша), ООО «Спецкран» (Украина).

Участники конференции ознакомились с работой путевых машин на магистральных путях Львовской железной дороги. Особенно впечатляющим был показ путевых сварочных машин (на станции Скнылив Львовской магистрали) производства КЗЭСО, который на деле отражает эффективный опыт сотрудничества науки и производства в Украине (КЗЭСО уже свыше 50 лет бок о бок работает с ИЭС им. Е. О. Патона). Именно здесь в рабочих условиях можно было увидеть одну из наиболее современных разработок патоновцев и заводчан из Каховки — машину K922, которая в процессе сварки производит натяжение рельсовых плетей без использования петли длиной 600 м, создавая в них заданный уровень напряжения с осадкой привода в 120 т. «Использование такого оборудования», — утверждает Я. Микитин, — «дает возможность кардинально усовершенствовать технологию строительства и реконструкции железнодорожных путей, повысить ее производительность, снизить стоимость работ и, что самое главное, обеспечить создание в



Украине бесстыкового, так называемого бархатного пути. Увиденное оставило немало впечатлений и у польских коллег, ведь, как утверждает Р. Фрончек, аттестировать полнокомплектную функциональную технику, пригнав ее на железную дорогу Польши не просто, поскольку это чрезвычайно дорого. А увиденный процесс сварки машинами КЗЭСО очень убедительный. И я с уверенностью могу сказать, что нас это заинтересовало. Тем более, что на дорогах польской железной дороги нет еще не одной путевой машины».

Таким образом, главным итогом трехдневной научно-технической конференции является налаживание тесного сотрудничества между железными дорогами и предприятиями Польши и Украины, которое в свою очередь будет оказывать содействие созданию бархатного пути между двумя странами.

Я. И. Микитин, председатель правления ОАО «КЗЭСО»

А. В. Дидковский, инж.

П. А. ВИТЯЗЮ — 75



В августе академику НАН Беларуси Петру Александровичу Витязю, первому заместителю председателя Президиума НАН Беларуси, лауреату Государственной премии БССР и Премии Совета Министров СССР, премий НАН Беларуси и Сибирского отделения РАН им. В. А. Коптюга исполнилось 75 лет.

Сегодня П. А. Витязь в НАН Беларуси отвечает за целый ряд важнейших вопросов — от обновления материально-технической базы белорусской науки до оздоровления ее молодых представителей и ветеранов в академическом санатории-профилактории «Исlochь». Он курирует международным научно-техническим сотрудничеством НАН Беларуси с зарубежными странами, научными сообществами и фондами, руководит формированием и выполнении государственных научно-технических программ,

отвечает за экспорт научной продукции. Принимает активное участие в организации многих международных научно-технических конференций, международных выставок в Беларуси и за ее пределами, на которых представляются разработки ученых НАНБ.

Область научных интересов П. А. Витязя широка — материаловедение композиционных материалов, технологии машиностроения, нанотехнологии, порошковая металлургия. В Институте порошковой металлургии, в стенах которого П. А. Витязь прошел путь от научного сотрудника до директора, в творческой атмосфере которого сформировался его научный кругозор, накапливался практический опыт ученого и руководителя, реализовался талант и способности, оказавшиеся востребованными в непростое время для Беларуси.

В начале трудового пути П. А. Витязь работал мастером на заводе «Ударник», затем поступил в аспирантуру и перешел на работу в Лабораторию

порошковой металлургии. Увлеченный новым тогда направлением — использованием импульсных технологий для формирования структуры и свойств порошковых композиционных материалов. По этой тематике он в 1970 г. успешно защитил кандидатскую диссертацию. К 1972 г. лаборатория выросла и стала полноценным научно-исследовательским институтом с опытным производством. Благодаря организаторским способностям П. А. Витязя в Институте порошковой металлургии была создана уникальная база для физико-химических методов исследований, позволившая сделать качественный рывок в НИР. В настоящее время на базе отдела работает уникальный в Беларуси аккредитованный Госстандартом Центр сертификации металлических и керамических материалов.

В 1970-е годы после стажировки в Швеции П. А. Витязем в институте была создана группа, на базе которой в 1977 г. была создана лаборатория пористых материалов, которая в 1981 г. переросла в отдел, а в 1993 г. — в отделение пористых материалов. В его активе — разработка фильтрующих пористых порошковых материалов (ППМ) для предприятий химической промышленности, создание гаммы технологических процессов, методов и приемов регулирования структуры и свойств ППМ, прогнозирование и получение ими заданных значений.

На базе результатов теоретических и экспериментальных исследований процессов тепло- и массопереноса, капиллярных явлений в ППМ, П. А. Витязь со своими учениками разработали конструкцию тепловых труб с капиллярно-пористой структурой из порошка меди, технологию и оборудование для их изготовления, а на Молодечненском заводе порошковой металлургии в 1986 г. был введен в эксплуатацию цех по серийному производству таких тепловых труб и теплоотводов на их основе для охлаждения силовых полупроводниковых приборов. В том же году на заводе был введен в эксплуатацию и цех по производству фильтрующих ППМ.

К началу 1990-х годов внимание П. А. Витязя привлекло еще одно перспективное направление — газотермические защитные покрытия. В это время по инициативе и под непосредственным руководством П. А. Витязя в отделении были начаты работы по созданию композиционных порошков заданного фазового и химического состава методами самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), которые сегодня составляют значительную долю экспортной научно-технической продукции института и поставляются в США, Германию, Индию, Польшу и другие страны. Под руководством П. А. Витязя выполнено и продолжает выполняться ряд совместных научных проектов по тематике СВС порошков с ведущими исследовательскими центрами России, Украины, Индии, Франции, Великобритании, Польши. В целом белорусской школой ученых под руководством П. А. Витязя дос-

тигнуты значительные успехи в области развития теории процессов формирования газотермических процессов, которые получили всемирное признание ведущих научных школ Западной Европы и Северной Америки. Всего академиком НАНБ П. А. Витязем и его учениками за последние годы опубликованы 16 монографий, посвященных различным аспектам теории и практики нанесения защитных покрытий различным и методами. В 1994 г. П. А. Витязь выдвинул идею о концентрации сил научных, инженерно-технических и производственных коллективов и создании в республике новой для нее алмазной отрасли. В начале 1995 г. идея П. А. Витязя получила свое воплощение в виде государственной научно-технической программы (ГНТП) «Алмазы и сверхтвердые материалы». В статусе ГНТП она функционировала в период 1996–2005 гг., а начиная с 2006 г., выполняется в рамках подпрограммы «Алмазы» ГНТП «Новые материалы и технологии». Результатом усилий отечественных ученых и специалистов создано и успешно развивается отечественное алмазное производство, направленное не только на максимально полное удовлетворение потребностей предприятий в высококачественной алмазной продукции, но и на расширяющийся экспорт, сформирована и целенаправленно реализуется научно-техническая политика в области сверхтвердых материалов. В 2003 г. П. А. Витязь объединил ученых и специалистов институтов и организаций НАНБ, вузов Беларуси на проведение НИР в одном из самых перспективных направлений современного материаловедения — наноразмерных объектах, технологиях их получения, формирования и переработки в рамках государственной программы ориентированных фундаментальных исследований «Нanomатериалы и нанотехнологии».

П. А. Витязь, интересуясь и дальше новыми научными направлениями, продолжает уделять большое внимание научно-организационной работе, подготовке кадров высшей квалификации, педагогической деятельности.

Он член редакционной коллегии американского журнала «Advanced Performance Materials», главный редактор издающегося ежегодно уже 34 года сборника научных трудов «Порошковая металлургия», член редколлегии других международных журналов. За личный вклад в развитие отечественной науки П. А. Витязь награжден медалями «За доблестный труд», «Франциска Скорины», орденами «Дружбы народов», «Отечества III степени». Выдающаяся работоспособность, созидательная энергия, широчайший научный кругозор, увлеченность и высокая самоотдача, настойчивость в достижении малых и больших целей, требовательность к себе и к коллегам, при этом — доброта, человечность, доступность и обаяние — вот главные черты П. А. Витязя.



Н. П. АЛЕШИНУ — 70



В августе исполнилось 70 лет известному ученому в области сварочного производства и диагностики сварных соединений, заслуженному деятелю науки Российской Федерации, лауреату Государственной премии РФ, Премии Совета Министров СССР и премий Правительства РФ, академику РАН, первому проректору-проректору по научной работе МГТУ им. Н. Э. Баумана, заведующему кафедрой технологии сварки и диагностики МГТУ им. Н. Э. Баумана, профессору, доктору технических наук Николаю Павловичу Алешину.

Научную деятельность Николай Павлович начал на кафедре технологии и оборудования сварочного производства МВТУ им. Н. Э. Баумана после его окончания в 1968 г., где прошел путь от инженера, младшего научного сотрудника до профессора. С июня 1989 г. он является заведующим кафедрой технологии сварки и диагностики, с 1992 г. одновременно — директором ФГУ «НУЦ «Сварка и контроль» при МГТУ им. Н. Э. Баумана».

В 1972 г. Н. П. Алешин защитил кандидатскую диссертацию, а в 1982 г. — докторскую. В 2000 г. он был избран членом-корреспондентом, а в 2006 г. — академиком РАН.

Основное направление научной деятельности Н. П. Алешина — создание новых технологий и диагностических автоматизированных систем для контроля сварных соединений и оценки технического состояния различных производственных объектов машиностроения, нефтегазовой, авиакосмической, атомной и других отраслей промышленности. Область его научных интересов связана с созданием теории взаимодействия пучков упругих колебаний с коротковолновыми отражателями, учитывающей явления дифракции волн в твердотельном приближении, формулированием и подтверждением гипотезы образования помех в крупнозернистых средах, с разработкой акустосварочной физ.-математической модели для сварных швов из аустенитных сталей и метода решения задачи рассеяния акустического поля на групповых отражателях, а также с разработкой теории расчета и уникальной технологии изготовления раздельно-совмещенных («хордовых») преобразователей с высокой помехоустойчивостью.

Под руководством Н. П. Алешина выполнен цикл работ по развитию теории акустоэмиссионного метода неразрушающего контроля. Проведенные фундаментальные теоретические исследования позволили установить закономерности изменения па-

раметров сигналов акустической эмиссии для различных видов дефектов и на их основе сформулировать новые информативные признаки идентификации характера выявленных дефектов в виде «эллипсов рассеяния».

Эти достижения послужили основой для разработки нового поколения уникальных технологий, методик, приборов и диагностических комплексов для решения неординарных задач дефектоскопии — ультразвукового контроля сварных соединений аустенитных сталей; сварных соединений арматуры; повышения выявляемости дефектов в сварных соединениях с использованием «хордовых» акустических систем; идентификации размеров и топологии выявленных дефектов с построением их томографического изображения; повышения достоверности результатов ручного ультразвукового контроля на основе слежения и регистрации качества акустического контакта и объемов проконтролированного металла.

Под руководством Н. П. Алешина созданы автоматизированные ультразвуковые диагностические комплексы типа «АВТОКОН-МГТУ» с контактным и бесконтактным вводом упругих колебаний для оценки технического состояния сварных соединений и основного металла магистральных газопроводов при их сооружении, реконструкции и ремонте, широко применяемые на объектах газотранспортной системы ОАО «Газпром». Для идентификации размеров и топологии выявленных дефектов разработаны портативные ультразвуковые мультипрограммные дефектоскопы-томографы типа СК-РДМ, обеспечивающие в процессе контроля, слежение и регистрацию качества акустического контакта и объемов проконтролированного металла, а также программно-аппаратный комплекс для ранжирования по потенциальной опасности выявленных дефектов при проведении акустоэмиссионного контроля.

Под его руководством и при его непосредственном участии разработаны автоматизированные системы активного управления сварочными процессами, теория свариваемости и новые технологии сварки современных материалов и наплавки композиционных материалов в защитных газах и в вакууме.

Выполненные разработки получили признание как у нас в стране, так и за рубежом. Они нашли широкое применение в промышленности, о чем свидетельствуют присужденные Н. П. Алешину Премии Совета Министров СССР (1981 и 1985) и Премии правительства РФ (1997, 2001 и 2009), Государственная премия РФ (2003) и международная премия «Рентген-Соколов» (1997) в области неразрушающего контроля.

Н. П. Алешин активно занимается научно-организационной деятельностью. Возглавляя кафедру технологии сварки и диагностики с 1989 г. и по настоящее время, он показал себя достойным преемником академика Г. А. Николаева. Кафедра является одной из ведущих по подготовке специалистов в области сварки и диагностики материалов. Н. П. Алешин ведет большую педагогическую работу. Им подготовлены и читаются новые курсы лекций «Акустический контроль сварных соединений», «Автоматизация неразрушающих методов контроля» и др.

Н. П. Алешин — автор более 200 опубликованных работ и изобретений, в числе которых 11 монографий, учебников и учебных пособий. Под его

руководством успешно защищены 32 кандидатских и 5 докторских диссертаций.

С 1992 г. и по настоящее время Н. П. Алешин является президентом НП «Национальное агентство контроля сварки». На протяжении ряда лет он руководитель Управляющего совета по неразрушающему контролю Госстандарта РФ, член бюро Межгосударственного совета СНГ по сварке и родственным технологиям, заместитель председателя Национального комитета по сварке, председатель диссертационного совета при МГТУ им. Н. Э. Баумана, главный редактор журнала «Сварка и диагностика». Под его руководством в России создана и внедрена новая система аттестации сварочного персонала, материалов, оборудования и технологий сварки. В 2005 г. Н. П. Алешин награжден орденом Дружбы.

В. А. РОЯНОВУ — 70



В августе исполнилось 70 лет академику Академии высшей школы Украины и Международной кадровой академии доктору технических наук, профессору, директору Института металлургии и сварки Приазовского государственного технического университета, заведующему кафедрой оборудования и техноло-

гии сварочного производства (ОиТСП) Вячеславу Александровичу Роянову.

Окончив в 1963 г. Ждановский металлургический институт (ныне Приазовский государственный технический университет), Вячеслав Александрович прошел путь от инженера-исследователя кафедры ОиТСП до заведующего кафедрой (с 1985 г.) и первого проректора ПГТУ (1994–2003 гг.).

При непосредственном участии В.А. Роянова решен ряд фундаментальных проблем, связанных с физическими явлениями взаимодействия металла и шлака при дуговых процессах сварки. Им была разработана теория массообмена между шлаком и расплавом в реакционной зоне, что позволило расчетным путем вести оценку химического состава металла шва при сварке и наплавке под керамическими флюсами.

Получили известность его работы по интенсификации процессов легирования наплавленного металла, плавления электродов путем воздействия на

дугу и сварочную ванну продольных магнитных полей и наложения модулированных импульсов. Эти исследования легли в основу кандидатской диссертации (1969) и в ряд практических разработок, внедренных на ряде металлургических и машиностроительных предприятиях Мариуполя.

В. А. Роянов стал инициатором развития нового научного направления на кафедре сварки ПГТУ — создания теоретических основ повышения прочности сцепления газотермических покрытий.

Им разработана гамма порошковых электродов для газотермического напыления, позволяющих получать покрытия с различными физико-механическими свойствами и в обладающих 1,5...2,0 раза большей прочностью сцепления, чем при использовании проволок сплошного сечения. Результаты исследований были обобщены в докторской диссертации (1990).

В. А. Роянов являлся научным консультантом двух докторов технических наук и руководителем трех кандидатов технических наук.

В. А. Рояновым опубликовано 156 научных работ, включая авторские свидетельства и патенты, пять учебников, рекомендованных отраслевым министерством Украины для сварочных специальностей. Он является председателем специализированного ученого совета ПГТУ, награжден знаком «Отличник образования» и почетным знаком Петра Могилы Министерства образования и науки, молодежи и спорта Украины.

Сердечно поздравляем юбиляров, от всей души желаем им крепкого здоровья и бодрости, творческой энергии и новых достижений в развитии сварочной науки и сварочного производства.

НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ!



Коллектив Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины и редколлегия журнала «Автоматическая сварка» горячо и сердечно поздравляют руководителя группы **Юрия Васильевича Швеца** и директора ООО «Технологический парк «Институт электросварки им. Е. О. Патона», кандидата экономических наук **Александра Анатольевича Мазура** с присвоением им Государственной премии Украины в области науки и техники и желаем им дальнейших успехов.

БУДІВНИЦТВО ТА РЕКОНСТРУКЦІЯ
ЗАЛІЗНИЧНОЇ МЕРЕЖІ УКРАЇНИ
ДЛЯ ЗБІЛЬШЕННЯ ПРОПУСКНОЇ
СПРОМОЖНОСТІ
ТА ЗАПРОВАДЖЕННЯ
ШВИДКІСНОГО РУХУ ПОЇЗДІВ



УКАЗ

ПРЕЗИДЕНТА УКРАЇНИ № 594/2011

Про присудження Державних премій України в галузі науки і техніки 2010 року

На підставі подання Комітету з Державних премій України в галузі науки і техніки **постановляю:**

присудити Державні премії України в галузі науки і техніки 2010 року за роботу «Будівництво та реконструкція залізничної мережі України для збільшення пропускної спроможності та запровадження швидкісного руху поїздів»

ШВЕЦЮ Юрію Васильовичу — завідувачеві групи Інституту електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України та

МАЗУРУ Олександрові Анатолійовичу — кандидатові економічних наук, директорові товариства з обмеженою відповідальністю «Технологічний парк «Інститут електрозварювання імені Є. О. Патона».

Президент України Віктор ЯНУКОВИЧ
20 травня 2011 року

ПОДПИСКА — 2012 на журнал «Автоматическая сварка»

Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
480 грн.	960 грн.	2700 руб.	5400 руб.	78 дол. США	156 дол. США

В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.

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



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Реклама публикуется на обложках и внутренних вклейках следующих размеров

- Первая страница обложки (190×290 мм)
- Вторая, третья и четвертая страницы обложки (200×290 мм)
- Первая, вторая, третья, четвертая страницы внутренней обложки (200×290 мм)
- Вклейка А4 (200×290 мм)
- Разворот А3 (400×290 мм)
- 0,5 А4 (185×130 мм)
- 0,25 А4 (90×130 мм)

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрезки 200×290 мм
 - В рекламных макетах, для текста, логотипов и других элементов необходимо отступать от края модуля на 5 мм с целью избежания потери части информации
- Все файлы в формате IBM PC**
- Corell Draw, версия до 10.0
 - Adobe Photoshop, версия до 7.0
 - QuarkXPress, версия до 7.0
 - Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

Стоимость рекламы и оплата

- 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

Контакты:

тел./факс: (38044) 200-82-77; 200-54-84
E-mail: journal@paton.kiev.ua

Подписано к печати 12.07.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать.
Усл. печ. л. 9,04. Усл.-отт. 9,89. Уч.-изд. л. 10,24 + 5 цв. вклеек.
Цена договорная.
Печать ООО «Фирма «Эссе».