



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

Издатель: Международная ассоциация «Сварка»

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор  
**Б. Е. ПАТОН**

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ  
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

Адрес редакции:

03680, Украина, Киев-150, ул. Боженко, 11  
Институту электросварки  
им. Е. О. Патона НАН Украины  
Тел.: (38044) 227 6302, 269 2623  
Факс: (38044) 268 0486  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр, Т. В. Юштина.  
Электронная верстка:

И. С. Баташева, А. И. Сулима,  
И. Р. Наумова,  
И. В. Петушкив.

Свидетельство о государственной

регистрации КВ 4788 от 09.01.2001

Журнал входит в перечень  
утвержденных ВАК Украины изданий  
для публикации трудов соискателей  
ученых степеней.

При перепечатке материалов ссылка  
на журнал обязательна.

За содержание рекламных материалов  
редакция журнала ответственности  
не несет.

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

<b>Григоренко Г. М., Костин В. А., Головко В. В., Грабин В. Ф.</b> Влияние химической неоднородности на образование игольчатого феррита в высокопрочном металле шва .....	3	
<b>Пеев А. П., Кузьмин С. В., Лысак В. И.</b> Распределение температуры в околосовной зоне при сварке разнородных металлов взрывом .....	9	
<b>Белоус В. Ю., Прилуцкий В. П., Замков В. Н.</b> Влияние управляющего магнитного поля на вольфрамовый электрод при сварке титана в узкий зазор .....	13	
<b>Рыжов Р. Н., Семенюк В. С., Титов А. А.</b> Особенности формирования и кристаллизации швов при сварке ТИГ с отклонениями дуги магнитным полем .....	17	
<b>Зайцева Н. В., Захаров С. М., Максимов С. Ю., Ляховая И. В.</b> Свойства austenитного металла шва, выполненного под водой .....	21	
<b>Дядин В. П.</b> Сопоставление значений ударной вязкости образцов Шарпи и Менаже при вязком разрушении .....	24	
<b>Калеко Д. М.</b> Локальная поверхностная термообработка дуговым разрядом кольцевой формы .....	30	
ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ		
<b>Скульский В. Ю., Царюк А. К.</b> Новые теплоустойчивые стали для изготовления сварных узлов тепловых энергоблоков (Обзор) .....	35	
<b>Жадкевич М. Л., Бондарев А. А., Корсун О. Н., Назаренко С. В., Полищук М. А., Минец А. Ф., Новиков В. И., Диденко С. И., Олексенко В. А., Бескорский М. В.</b> Электронно-лучевая сварка пакетов турбинных лопаток из сталей 08Х16Н13М2Б и 18Х11МНФБШ .....	41	
<b>Самохин М. С., Мяльница Г. Ф., Крещенко В. А., Самохин С. М., Добкина Ю. Г.</b> Технологические особенности аргонодуговой сварки и пайки при ремонте литых лопаток из сложнолегированных высокохромистых никелевых сплавов .....	44	
<b>Шаблий О. Н., Пулька Ч. В., Письменный А. С., Шарик М. В.</b> Усовершенствование конструкций индукторов для индукционной наплавки тонких элементов деталей машин .....	50	
КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ		
<b>Жудра А. П., Кривчиков С. Ю., Петров В. В.</b> К вопросу выбора борсадержащих шихтовых материалов для сердечника порошковой проволоки .....	55	
Диссертации на соискание ученой степени .....	56	
Патенты в области сварочного производства .....	57	
По зарубежным журналам .....	59	
Новая книга .....	61	
Наши поздравления .....	61	
Памяти В. П. Ларионова .....	62	
ИНФОРМАЦИЯ .....		70

ИЗДАНИЕ ЖУРНАЛА ПОДДЕРЖИВАЮТ:



Каховский завод электросварочного оборудования



Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е. О. Патона



Ново-Краматорский  
машиностроительный завод

Опытный завод сварочного оборудования ИЭС им. Е. О. Патона



СП «ТМ ВЕЛДТЕК»



ТЕХНОЛУЧ

## Avtomicheskaya Svarka (Automatic Welding)

№ 4 (612)  
April 2004

WELDING – CUTTING – SURFACING – BRAZING – COATING

Published since 1948

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

**Publisher:** International Association «Welding»

### EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief  
**B.E.PATON**

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

### THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

### Address:

The E. O. Paton Electric Welding Institute  
of the NAS of Ukraine,  
11 Bozhenko str., 03680, Kyiv, Ukraine  
Tel.: (38044) 227 63 02, 269 26 23  
Fax: (38044) 268 04 86  
E-mail: journal@paton.kiev.ua  
<http://www.nas.gov.ua/pwj>

### Editors:

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar,  
T. V. Yushtina.  
*Electron gallery:*  
I. S. Batasheva, A.I.Sulima,  
I. R. Naumova,  
I. V. Petushkov.

State Registration Certificate  
KV 4788 of 09.01.2001

All rights reserved.

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

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

## CONTENTS

### SCIENTIFIC AND TECHNICAL

<b>Grigorenko G. M., Kostin V. A., Golovko V. V., Grabin V. F.</b> Effect of chemical inhomogeneity on the formation of acicular ferrite in high-strength weld metal .....	3
<b>Peev A. P., Kuzmin S. V., Lysak V. I.</b> Temperature distribution in near-weld zone in explosion welding of dissimilar metals .....	9
<b>Belous V. Yu., Prilutsky V. P., Zamkov V. N.</b> Effect of control magnetic field on tungsten electrode in titanium narrow-gap welding .....	13
<b>Ryzhov R. N., Semenyuk V. S., Titov A. A.</b> Peculiarities of formation and crystallization of welds in TIG welding with arc deviation by magnetic field .....	17
<b>Zaitseva N. V., Zakharov S. M., Maksimov S. Yu., Lyakhovaya I. V.</b> Properties of austenitic weld metal made under water .....	21
<b>Dyadin V. P.</b> Comparison of values of impact strength of Charpy and Mesnager specimens at tough fracture .....	24
<b>Kaleko D. M.</b> Local surface heat treatment by a circular arc discharge .....	30
<b>INDUSTRIAL</b>	
<b>Skulsky V. Yu., Tsaryuk A. K.</b> New heat-resistant steels for manufacture of welded sub-assemblies of heat power units (Review) .....	35
<b>Zhadkevich M. L., Bondarev A. A., Korsun O. N., Nazarenko S. V., Polishchuk M. A., Minets A. F., Novikov V. I., Didenko S. I., Olekseenko V. A., Beskorsky M. V.</b> Electron beam welding of packs of turbine blades made from 08Kh16N13M2B and 18Kh11MNFBSh steels .....	41
<b>Samokhin M. S., Myalnitsa G. F., Kreshchenko V. A., Samokhin S.M., Dobkina Yu.G.</b> Technological peculiarities of argon arc welding and brazing in repair of cast blades from complex-alloyed high-chromium nickel alloys .....	44
<b>Shabliy O. N., Pulka Ch. V., Pismennyi A. S., Sharik M. V.</b> Improvement of designs of inductors for induction surfacing of thin elements of machine components .....	50
<b>BRIEF INFORMATION</b>	
<b>Zhudra A. P., Krivchikov S. Yu., Petrov V. V.</b> About selection of boron-containing charge materials for flux-cored wire core .....	55
Theses for scientific degree .....	56
Patents in the field of welding .....	57
Review of foreign journals .....	59
New book .....	61
Our congratulations .....	61
In memory of Larionov V. P. ....	62
<b>INFORMATION</b> .....	
	63

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



УДК 621.791.052.669.017.3

# ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ НА ОБРАЗОВАНИЕ ИГОЛЬЧАТОГО ФЕРРИТА В ВЫСОКОПРОЧНОМ МЕТАЛЛЕ ШВА

Чл.-кор. НАН Украины Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. А. КОСТИН, инж., В. В. ГОЛОВКО, В. Ф. ГРАБИН, кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что роль неметаллических включений (НВ) в формировании игольчатого феррита связана с образованием вокруг НВ участков твердого раствора с повышенным содержанием никеля и марганца и отличной дислокационной структурой. От изменения кислородного потенциала флюса и введения в него элементов раскислителей (Al, Ti и Al + Ti) зависит химический состав металла шва и различная степень химической неоднородности в распределении аустенитно-образующих элементов.

*Ключевые слова:* дуговая сварка, низколегированные стали, сварной шов, микроструктура, игольчатый феррит, химическая неоднородность, МАК-фаза, неметаллические включения

Надежность сварных соединений конструкций из низколегированных сталей во многом определяется структурно-фазовым составом металла швов, механические свойства которого обеспечиваются за счет образования комплекса ферритно-цементитных структур и структур распада аустенита в промежуточной области и в ряде случаев мартенсита. Основными структурными составляющими, формирующими в металле швов такого типа, являются игольчатый феррит (ИФ), полигональный феррит (ПФ), видманштеттовый феррит (ВФ), морфологические формы феррита с фазами упорядоченной и неупорядоченной второй (ФУВ) и (ФНУВ), мартенситно-аустенитно-карбидная (МАК) фаза. В процессе охлаждения металла в результате протекания реакций окисления легирующих и примесных элементов в металле шва образуется большое количество неметаллических включений (НВ), которые вносят существенный вклад в кинетику формирования его микроструктуры.

Установлено, что наиболее благоприятной структурой с точки зрения обеспечения комплекса регламентируемых свойств сварных соединений является структура ИФ. Исследование условий формирования данной структурной составляющей в металле низколегированных сварных швов посвящено много работ [1–4] и др., в которых сформулировано два основных подхода к объяснению механизма образования ИФ. В соответствии с первым, зарождение ИФ происходит внутри аустенитного зерна в процессе охлаждения на межфазной границе с НВ или вблизи них. Согласно второму, вероятность зарождения и роста ИФ связана с содержанием легирующих элементов в твердом растворе и скоростью охлаждения металла.

Особенности влияния легирующих и примесных элементов на образование ИФ определяются их склонностью воздействовать на стойкость аустенита, способность изменять температуру начала

и конца превращения, положение мартенситной точки на кривой охлаждения, а также на способность изменять скорость диффузии углерода в металле шва.

Вместе с тем, при анализе влияния любого химического элемента на формирование определенного типа структурной составляющей принято учитывать его общее содержание в металле, т. е. в этом случае химический состав рассматривается как макроскопическая характеристика металла, тогда как доля структурной составляющей, ее размеры и формы относятся к микроскопическим объектам. Таким несоответствием параметров объекта и методов оценки их химического состава может быть объяснен ряд противоречивых данных о характере влияния ИФ на механические свойства металла швов.

Цель настоящей работы заключалась в установлении взаимосвязи характера распределения легирующих элементов в твердом растворе и процесса образования ИФ в металле сварного шва.

**Методика эксперимента.** Выполнены эксперименты по дуговой сварке стыковых соединений под агломерированными флюсами. При этом исходили из того, что путем варьирования состава флюсов можно моделировать влияние кислородного потенциала сварочных материалов, раскисления и легирования сварочной ванны на формирование как НВ, так и отдельных структурных составляющих в металле швов. С этой целью в состав флюсов, имеющих различный кислородный потенциал, вводили такие активные раскислители, как металлический алюминий и/или ферротитан (примерно 25 % Ti в ферротитане).

Стыковые соединения, собранные в соответствии с требованиями Европейского стандарта EN 1597-1 [5], изготавливали из низколегированной стали 10ХСНД толщиной 20 мм при сварке проволокой Св-04Н3ГТА диаметром 5 мм. Сварку выполняли на постоянном токе обратной полярности на следующих режимах:  $I_{\text{св}} = (620 \pm 5)$  А;  $U_d = (30 \pm 1)$  В;  $v_{\text{св}} = (20 \pm 0,5)$  м/ч;  $q_{\text{св}} = 48$  кДж/см.

В экспериментах использовали флюсы трех типов, различавшиеся индексом основности ВI, ко-



**Таблица 1.** Тип сварочных флюсов, использованных в экспериментах, их основность и кислородный потенциал

Тип сварочного флюса	Обозначение серии*	№ металла шва	Кислородный потенциал флюса $\pi_O$ , кДж/моль
Кислый (BI = 0,67)	А	13А	-307
	Т	13Т	
	AT	13AT	
Нейтральный (BI = 1,25)	А	9А	-337
	Т	9Т	
	AT	9AT	
Основной (BI = 2,53)	А	19А	-369
	Т	19Т	
	AT	19AT	

\* Во флюсы серии А дополнительно введено 0,5 % Al, серии Т – 0,4 % Ti, серии AT – 0,5 % Al + 0,2 % Ti.

торый рассчитывали по формуле МИС [6]. Кислородный потенциал определяли в соответствии с формулой, приведенной в работе [7]:

$$\pi_O = RT \ln P_{O_2} [\text{кДж}/\text{моль O}_2],$$

где  $R$  – универсальная газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К);  $T$  – температура;  $P_{O_2}$  – парциальное давление кислорода над расплавом шлака, измеренное по методике работы [8].

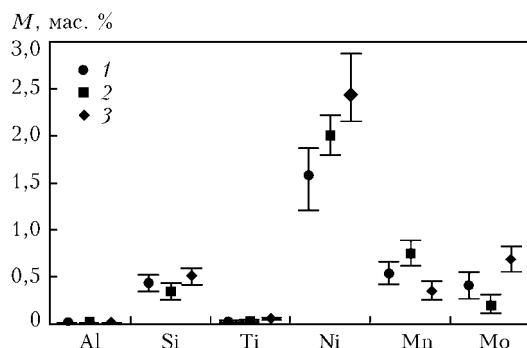


Рис. 1. Диапазон содержания  $M$  легирующих элементов в ПФ (1), ИФ (2) и МАК-фазе (3)

**Таблица 2.** Химический состав наплавленного металла, мас. %

Объект анализа	C	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo	Cr	S	P	O
Сварочная проволока	0,020	0,002	0,16	0,004	2,29	0,62	0,17	0,17	0,20	0,010	0,013
№ металла шва											
13А	0,032	0,007	0,84	0,001	2,40	0,84	0,19	0,12	0,15	0,009	0,004
13Т	0,031	0,010	0,89	0,003	2,48	0,82	0,20	0,11	0,15	0,019	0,005
13AT	0,035	0,007	0,81	0,001	2,39	0,82	0,19	0,13	0,16	0,009	0,005
9А	0,036	0,011	0,35	0,015	2,32	0,84	0,18	0,18	0,18	0,009	0,007
9Т	0,036	0,014	0,32	0,003	2,36	0,84	0,17	0,18	0,19	0,008	0,007
9AT	0,039	0,014	0,41	0,003	2,46	0,89	0,19	0,17	0,19	0,009	0,008
19А	0,037	0,023	0,13	0,002	2,43	0,55	0,17	0,17	0,14	0,009	0,005
19Т	0,036	0,028	0,13	0,003	2,46	0,52	0,16	0,17	0,13	0,007	0,009
19AT	0,038	0,034	0,12	0,005	2,53	0,52	0,19	0,15	0,15	0,008	0,007



Таблица 3. Содержание легирующих элементов в структурных составляющих металла швов

Объект анализа	Массовая доля элементов, %					
	Al	Si	Ti	Ni	Mn	Mo
ПФ	0,002...0,006 0,004	0,336...0,504 0,420	0,008...0,024 0,016	1,209...1,859 1,580	0,420...0,653 0,530	0,260...0,543 0,410
ИФ	0,002...0,008 0,004	0,250...0,420 0,340	0,015...0,032 0,023	1,800...2,226 2,010	0,620...0,901 0,750	0,110...0,320 0,210
МАК	0,000...0,001 0,001	0,413...0,585 0,510	0,040...0,054 0,047	2,150...2,890 2,430	0,250...0,440 0,340	0,546...0,822 0,690

Примечание. В числителе указан разбег значений, в знаменателе — среднее.

позволило определить характерный для данной системы раскисления сварочной ванны диапазон содержания легирующих элементов в различных структурных составляющих металла шва (рис. 1).

В связи с тем, что методы локального анализа не дают полного представления о характере, уровне и степени неоднородности в распределении легирующих и примесных элементов в структуре металла шва, для исследования характера распределения элементов в пределах первичного аустенитного зерна использовали методику построения концентрационных карт по выбранному элементу [11].

На основании полученных результатов для каждого из легирующих элементов был определен концентрационный диапазон их содержания в основных структурных составляющих металла шва. Характерные образцы таких карт распределения марганца, кремния, никеля и молибдена представлены на рис. 2. Сравнение результатов цифровой обработки концентрационных карт с данными о структурном составе металла швов позволило установить определенную взаимосвязь между площадью участ-

ков твердого раствора и содержанием ИФ.

Сопоставление концентрационных карт с микроструктурой сварного шва показывает, что содержание 1,8...2,2 % Ni и 0,7...0,9 % Mn в локальном микроучастке способствует образованию ИФ, однако при этом крайне важно, чтобы в этих участках содержание кремния и серы было сведено до минимума (не более 0,8 % Si и не более 0,05 % S).

При построении концентрационных карт отмечено наличие вокруг некоторых НВ областей с отличным от матрицы составом (рис. 3). С целью более детального изучения этих областей исследованы полированные образцы в режиме обратнорассеянных электронов, в результате чего установлено, что эти области имеют более темный оттенок и различаются по своей морфологии. В одних случаях они полностью охватывают НВ, в других — расположены асимметрично по отношению к НВ, а возле включений размером 0,1...0,3 мкм такие области могут вообще отсутствовать (рис. 4). Установлено также, что размер этих областей равен 0,1...0,5 мкм, а характер их фор-

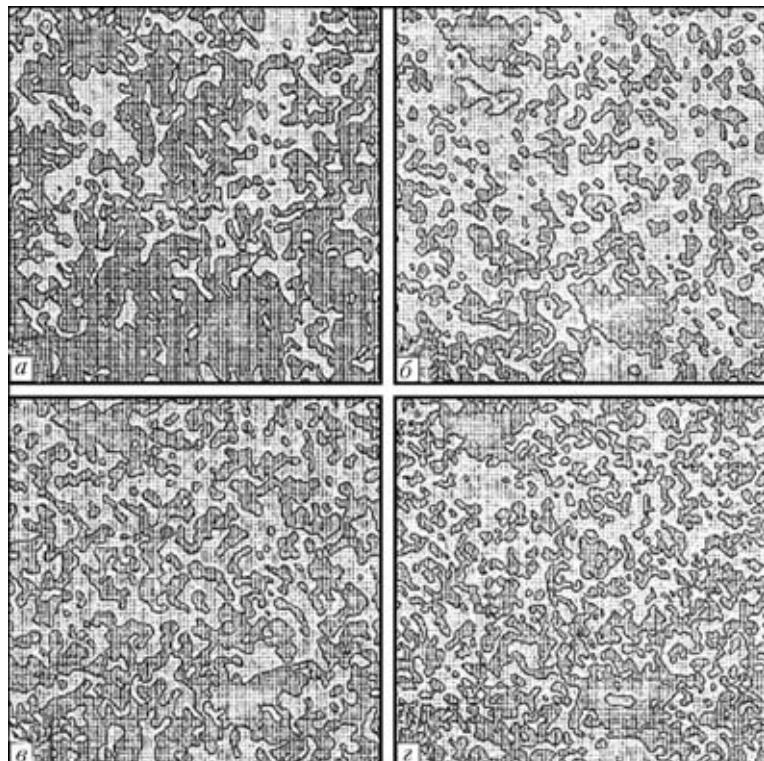


Рис. 2. Концентрационные карты распределения элементов в металле сварного шва: *a* — марганец; *b* — кремний; *c* — никель; *d* — молибден

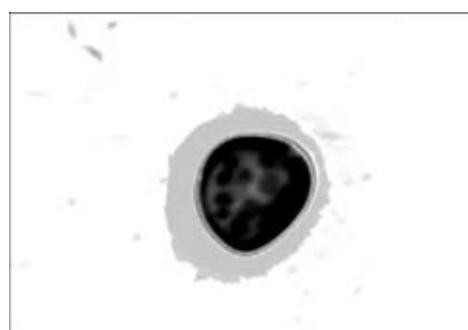


Рис. 3. Иллюстрация области вокруг НВ с отличным от матрицы составом,  $\times 3000$

мирования вокруг включений, находящихся внутри или по границе зерен первичного аустенита, отличается.

Для определения характера распределения легирующих и примесных элементов в областях твердого раствора, прилегающих к НВ, выполнено линейное сканирование указанных участков при помощи энергодисперсионного спектрометра. Иссле-

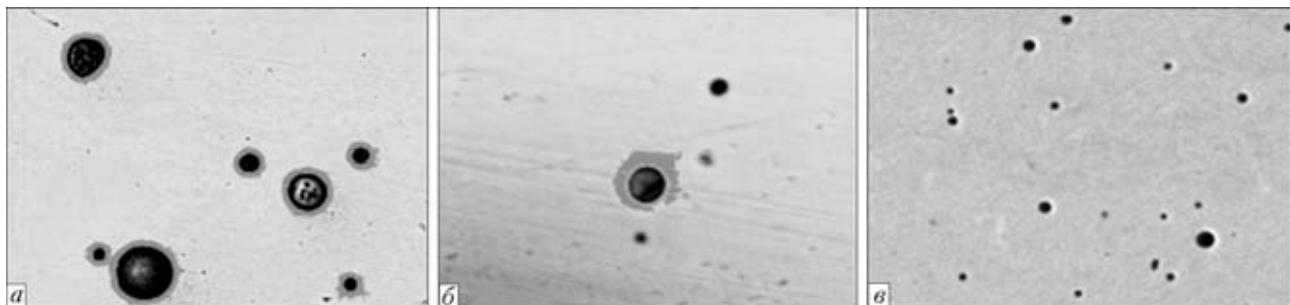


Рис. 4. Формирование областей вокруг НВ,  $\times 1000$ : *а* — зона полностью охватывает НВ; *б* — зона образуется с одной стороны; *в* — зона не образуется

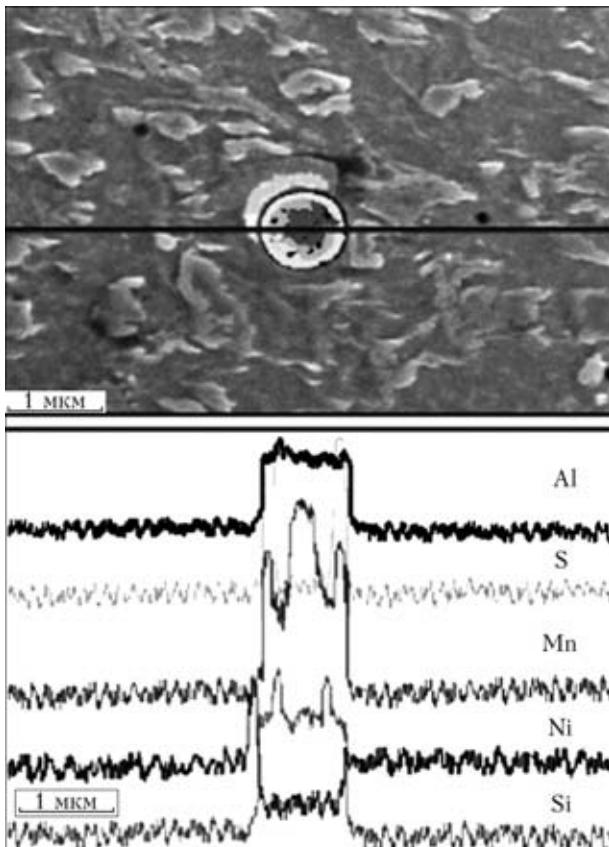


Рис. 5. Характер распределения легирующих элементов (марганец, кремний, никель, алюминий и сера) по линии сканирования, проходящей через НВ

дования показали, что области более темного оттенка вокруг НВ обогащены никелем (рис. 5).

Данные области структуры изучали на ПЭМ с использованием метода микродифракционного анализа. Установлено, что межплоскостное расстояние *a* в этих областях составляет 0,289 нм, тогда как для  $\alpha$ -Fe оно равно 0,2866 нм. В результате сопоставления полученных данных можно прийти к выводу, что исследованные области представляют собой твердый раствор  $\alpha$ -Fe с повышенным (3...4 %) содержанием никеля. Кроме того, НВ размером более 1 мкм в металле исследованных швов имеют, как правило, сложный состав и морфологию. На поверхности НВ обнаружено повышенное содержание серы и марганца, что позволяет предположить возможность формирования на границе включений оторочек, содержащих сульфиды марганца. Внутренние области включений

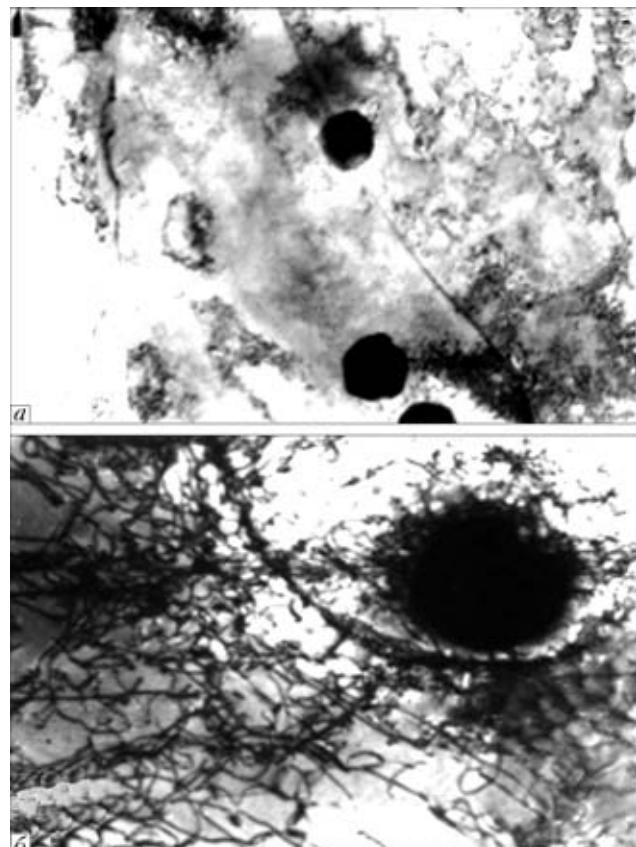


Рис. 6. Характер распределения дислокаций в ПФ (*а*) и ИФ (*б*),  $\times 20000$

состоят из двух частей с различной концентрацией алюминия, кремния и марганца. Внешняя часть содержит примерно 40 % Si, 25 % Mn, 35 % Al. Во внутренней части НВ, наоборот, выше содержание марганца (примерно 45 %) при содержании 30 % Si и 20 % Al (не более). Взаимное расположение составляющих фаз носит случайный характер, что может быть связано с особенностями кинетики их формирования в процессе кристаллизации сварочной ванны. Включения размером менее 0,3 мкм гомогенны и матрица вокруг них имеет однородный состав.

Металлографические исследования показали, что в ИФ, расположенному внутри бывшего зерна первичного аустенита, область вокруг НВ с отличным от окружающей матрицы составом формируется практически всегда, в то время как в ПФ, расположенным по границе бывшего аустенитного зерна, такая область фиксируется заметно

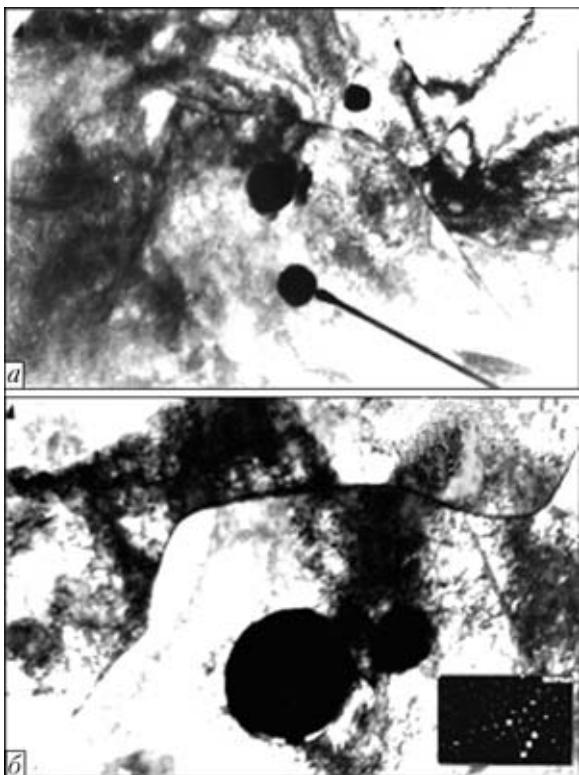


Рис. 7. Распределение дислокаций возле НВ в ПФ (а) и ИФ (б), в нижнем углу дана микродифракционная картина области, прилегающей к НВ,  $\times 20000$

реже. Можно предположить, что подобное формирование данной области связано с особенностями образования дислокационной структуры вокруг НВ в ферритной матрице.

Для проверки данного предположения исследовали дислокационную структуру в образцах сварных швов. Установлено, что структура ИФ характеризуется высокой плотностью дислокаций  $\rho = 10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$  (рис. 6, б). Отличительной особенностью зерен ИФ является заметная фрагментация структуры на бездислокационные участки, которые разделяются областями со значительной ( $\rho = 10^{14} \text{ см}^{-2}$ ) дислокационной плотностью (рис. 6, б). В зернах ПФ плотность дислокаций существенно ниже ( $\rho = 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ), а в пределах зерна образуются лишь отдельные дислокационные скопления (рис. 6, а).

Исследованные микроструктурные составляющие также различаются характером распределения плотности дислокаций возле НВ. Для ПФ плотность дислокаций в микроучастках вокруг НВ почти такая же, как и в теле зерна (рис. 7, а), тогда как в ИФ она выше (рис. 7, б), чем в более отдаленных областях твердого раствора.

**Анализ результатов и их обсуждение.** Полученные в ходе исследований результаты позволяют сделать вывод, что в участках твердого раствора, обогащенных марганцем и никелем, высока вероятность образования ИФ в процессе структурных превращений. Данные, представленные на рис. 8, показывают, что между площадью участков твердого раствора, содержащих 1,8...2,2 % Ni, и объемной долей ИФ в структуре металла швов существует хорошо видимая зависимость, которая

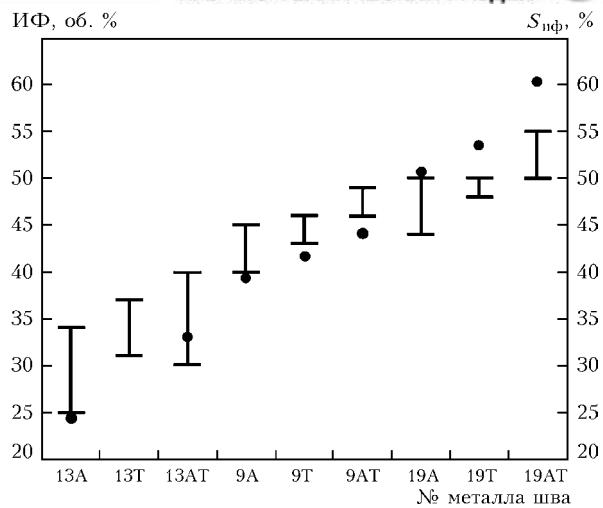


Рис. 8. Взаимосвязь между площадью участков  $S_{if}$  с оптимальным содержанием никеля (точки) и долей ИФ (вертикальные линии) в металле шва

при наличии до 40 % ИФ носит прямолинейный характер. При более высоких содержаниях ИФ она отклоняется от линейной, что может быть вызвано повышением содержания МАК-фазы в исследованных участках (рис. 9). Путем корректирования полученных результатов с учетом взаимного влияния МАК-фазы удается устранить отклонение от линейности данной зависимости (рис. 8).

Повышение вероятности образования структуры ИФ в участках, обогащенных никелем и марганцем, связано, по-видимому, с сильным аустенитообразующим действием этих элементов, в результате которого структурные превращения в процессе перекристаллизации происходят по сдвиговому механизму. Одновременно увеличивается количество областей твердого раствора с максимальным содержанием этих элементов, в результате чего возрастает содержание МАК-фазы в металле шва, поэтому повышение доли ИФ зачастую сопровождается увеличением объемной доли МАК-фазы.

Вторым специфическим фактором, влияющим на формирование ИФ в структуре металла шва, являются НВ [12].

Высокая скорость охлаждения металла шва способствует образованию внутри первичных зерен химической неоднородности. В участках, обогащенных никелем и марганцем, происходит упрочнение ферритной матрицы в процессе перекристаллизации [13], поэтому вокруг НВ, образую-

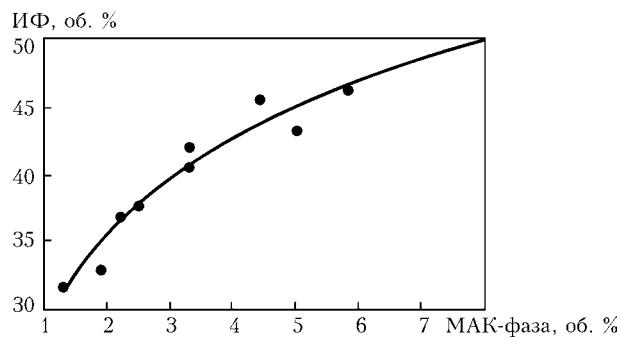


Рис. 9. Взаимосвязь между объемными долями МАК-фазы и ИФ в металле шва



щихся в этих участках, формируются области с повышенной плотностью дислокаций. В связи с тем, что скорость диффузии легирующих элементов по ядрам дислокаций значительно выше, чем по бездислокационным областям, в последних повышается скорость диффузии никеля, что способствует образованию в твердом растворе вокруг НВ концентрационных зон с повышенным содержанием никеля. Вероятность образования структуры ИФ в таких областях существенно выше, чем в участках с более низким содержанием этого элемента. Участков, обогащенных никелем и марганцем по границам первичных зерен, замечено меньше, поэтому вокруг НВ, расположенныхных в этой области, плотность дислокаций ниже и значительно реже присутствуют концентрационные зоны с повышенным содержанием никеля возле включений. Вероятность формирования закалочных структур типа ИФ в таких областях снижается.

Таким образом, на основании результатов исследований можно заключить, что концентрационные зоны соответствующего состава вокруг НВ способствуют образованию структуры ИФ в этих участках твердого раствора в процессе охлаждения.

## Выходы

1. Установлено, что микроструктура металла шва характеризуется наличием химической неоднородности твердого раствора в виде участков с повышенным содержанием никеля и марганца.

2. Определено, что внутри зерен первичного аустенита количество участков с повышенным содержанием никеля и марганца существенно выше, чем в приграничных областях.

3. В участках твердого раствора, обогащенных никелем и марганцем, повышается вероятность проекции структурных превращений в процессе перекристаллизации по сдвиговому механизму с образованием ИФ.

4. Установлено, что вокруг НВ, расположенных в областях твердого раствора с повышенным со-

держанием никеля и марганца, формируются дислокационные структуры высокой плотности, способствующие образованию в прилегающих к включению участках концентрационных зон.

5. Формирование вокруг включения концентрационных зон приводит к образованию структуры ИФ, инициированной таким включением.

1. Mori N., Homma H., Okita S. The behavior of B and N in notch toughness improvement of Ti-B bearing weld metals. — S.I., [1980]. — 13 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-1158-80).
2. Bramfitt B. L. The effect of carbide and nitride additions on the heterogeneous nucleation behavior of liquid iron // Met. Trans. — 1970. — № 1. — P. 1987–1995.
3. Abson D. J., Dolby R. E., Hart P. H. M. The role non-metallic inclusions in ferrite nucleation in carbon steel weld metals // Proc. Intern. conf. on trends in steels and consumables for welding (London, March, 1978). — London: The Welding Institute, 1978. — P. 25–101.
4. Ricks R. A., Howell P. R., Barrite G. S. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals // J. Mat. Sci. — 1982. — № 17. — 732 p.
5. ISO 15792-1:2000. Welding consumables. Test method. Part 1: Test methods for all-weld metal test in steel, nikel and alloys.
6. Classification and symbolization of bare steel wire electrodes and fluxes for submerged arc welding of structural steels. — S.I. [1977]. — 21 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. XII-666-77).
7. Казачков Е. А. Расчеты по теории metallургических процессов. — М.: Металлургия, 1988. — 288 с.
8. Оценка окислительной способности керамических флюсов / И. К. Походня, В. В. Головко, Д. М. Кушнерев, В. И. Швачко // Автомат. сварка. — 1990. — № 2. — С. 45–48.
9. Guidelines for the classification of ferritic steel weld metal microstructural constituents using the light microscope // Weld. in the World. — 1986. — 24, № 7/8. — Р. 144–148.
10. Влияние металлургических характеристик флюса на структуру и фазовый состав высокопрочного металла шва / Г. М. Григоренко, В. В. Головко, В. Ф. Грабин, В. А. Костин // Автомат. сварка. — 2004. — № 3. — С. 8–16.
11. Исследование химической неоднородности и оценка степени аморфизации плазменных покрытий с использованием растровой электронной микроскопии / Г. М. Григоренко, А. Л. Борисова, Т. Г. Тарапанова и др. // Пробл. спец. электрометаллургии. — 1993. — № 4. — С. 47–53.
12. Liu S., Olson D. L. The role of inclusions in controlling HSLA steel weld microstructures // Welding J. — 1986. — № 6. — Р. 139–149.
13. Гуляев А. П. Металловедение. — М.: Металлургия, 1978. — 648 с.

It is shown that the role of non-metallic inclusions (NMI) in formation of acicular ferrite is related to the origination of solid solution regions around NMI with a higher content of nickel and manganese and excellent dislocation structure. Composition of weld metal and different degree of chemical inhomogeneity in distribution of austenite-forming elements depend on the change in oxygen potential of the flux and introduction of deoxidizers (Al, Ti and Al + Ti) into it.

Поступила в редакцию 16.04.2003,  
в окончательном варианте 01.07.2003



УДК 621.791.76: 621.7.044.2

## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ В ОКОЛОШОВНОЙ ЗОНЕ ПРИ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ВЗРЫВОМ

А. П. ПЕЕВ, канд. техн. наук, С. В. КУЗЬМИН, д-р техн. наук, В. И. ЛЫСАК, канд. техн. наук  
(Волгоград. гос. техн. ун-т, РФ)

Представлена расчетно-экспериментальная методика оценки тепловой ситуации в околошовной зоне сваренных взрывом разнородных металлов с резко отличающимися физико-механическими свойствами. Показано, что образования оплавов на границе раздела слоев композита связаны с теплом, выделившимся в результате пластической деформации в более прочном металле.

*Ключевые слова:* сварка взрывом, одно- и разнородные металлы, околошовная зона, сдвиг, пластическая деформация, распределение температуры

Процесс сварки металлов взрывом сопровождается резким повышением температуры в зоне соединения, о чем свидетельствуют изменения структуры металла околошовной зоны (участки рекристаллизации, литього металла, образование неравновесных структур и химических соединений и др.), что объясняется трансформацией энергии деформирования в тепловую энергию [1–3 и др.]. В работах [4–8 и др.] предприняты различные подходы к решению тепловой задачи при сварке металлов взрывом, однако ни одна из предложенных моделей не учитывает взаимосвязь между высокоскоростной пластической деформацией при контактных объемах металла околошовной зоны и выделившимся в результате этого теплом. Кроме того, следует отметить, что тепло, выделяемое в этих объемах, распределяется крайне неравномерно из-за существования градиента деформации.

В связи с изложенным выше целью настоящей работы явилась расчетно-экспериментальная оценка тепловой ситуации в околошовной зоне при сварке металлов взрывом на основе анализа распределения энергии пластической деформации между слоями.

Полная работа деформации определяется интегрированием элементарных работ по  $y$

$$A = S_k \int_0^\delta \epsilon(y) dy, \quad (1)$$

где  $\epsilon(y)$  — текущее значение деформации;  $\delta$  — толщина исследуемой пластины;  $S_k$  — сопротивление материала деформированию (или предельная прочность материала, зависящая от временного сопротивления разрыву и относительного сужения), численно равное динамическому пределу текучести ( $S_k^{\text{Cu}} = 640$  МПа,  $S_k^{\text{Al}} = 108$  МПа [9]).

При вычислении интеграла воспользуемся приближенным методом прямоугольников, для чего интервал интегрирования от нуля (линия соединения) до  $\delta$  (толщина пластины) разобъем на  $n$  равных частей и для точек деления  $y_1, y_2, \dots, y_{n-1}, y_n$

© А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, 2004

вычислим значение интегрируемой функции  $\epsilon(y)$ . Тогда приближенное значение  $A_\partial$  будет равно:

$$A_\partial = \sum_{i=1}^n \Delta A_{\partial_i} = S_k \Delta y \sum_{i=1}^n g_{\max_i} \quad (2)$$

где  $\Delta y = \delta/n$ ;  $g_{\max_i}$  — текущее среднее значение сдвиговой деформации, реализующейся в некотором  $i$ -м слое (рис. 1).

Обработка имеющихся эпюр  $g_{\max} = f(y)$  и анализ полученных результатов позволили выявить следующие закономерности:

1) в случае сварки взрывом одноименных (Al+Al) материалов (рис. 2, а, в) расчетные значения работы деформации в метаемом и неподвижном элементах не отличаются друг от друга более чем на 10 %, т. е. энергия, затраченная на пластическую деформацию металлов обеих пластин, разделяется между ними приблизительно поровну. Эта закономерность сохраняется при варьировании в широком диапазоне режимов сварки;

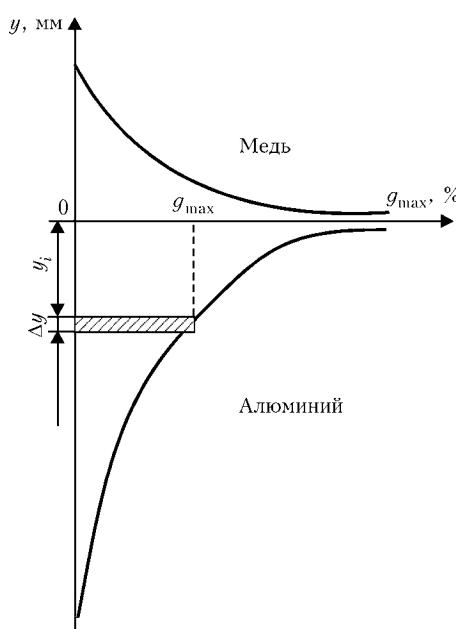


Рис. 1. Схема к методике расчетной оценки работы сдвиговой деформации

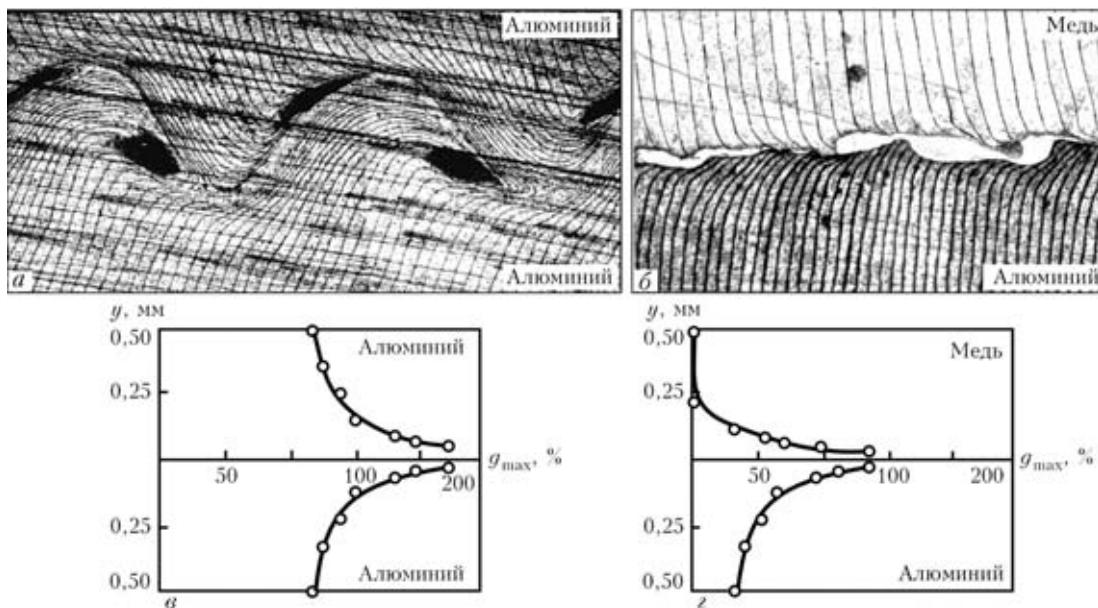


Рис. 2. Макроструктура слоистой поперечной модели (*a, б*) и эпюры деформаций (*в, г*) при сварке взрывом однородных (*a*) и разнородных (*б*) металлов на идентичных режимах ( $v_k = 2000$ ,  $v_c = 350$  м/с) [10]

2) аналогичное распределение энергии, затрачиваемой на пластическую деформацию, наблюдается и в случае сварки взрывом меди с алюминием (рис. 2, *б*, *г*) по прямой схеме (медь — метаемый элемент). При использовании же обратной схемы заметно большая часть энергии выделяется в метаемой алюминиевой пластине, превышая соответствующее значение в меди более чем на 40 %, что, по-видимому, связано с дополнительным деформированием менее прочной алюминиевой пластины, испытывающей до соударения двойной изгиб.

Так, например, при сварке по прямой схеме на режимах  $v_k = 2600$  м/с и  $v_c = 350$  м/с на пластическую деформацию металла околошовной зоны алюминиевого элемента затрачивается примерно 0,46 МДж/м<sup>2</sup>, медного — 0,45 МДж/м<sup>2</sup> (при этом расчетное значение  $W_2 = 0,78$  МДж/м<sup>2</sup>) [1]; при сварке на тех же режимах по обратной схеме  $W_2^{\text{Al}} = 0,56$  МДж/м<sup>2</sup>, для меди  $W_2^{\text{Cu}}$  — всего лишь 0,38 МДж/м<sup>2</sup>.

Оценим теперь тепловую ситуацию в сварном медно-алюминиевом соединении, исходя из того факта, что практически вся энергия, затраченная на пластическую деформацию металла, переходит в тепло [1–3 и др.]. Вполне очевидно, что тепло, выделившееся в медной и алюминиевой пластинах, соответственно пропорционально  $W_2^{\text{Al}}$  и  $W_2^{\text{Cu}}$ . Причем это тепло распределяется во всем образце по его толщине крайне неравномерно: наибольшая его часть выделяется в приконтактных слоях металлов, где реализуются максимальные деформации и соответственно затрачивается большая часть работы деформирования. Из определенных ранее по зависимостям (1), (2) значений работ деформации в каждом слое сварного соединения толщиной  $\Delta y$  ( $\Delta y$  в нашем случае составляет 0,03 мм) и, основываясь на допущении, что в некоторый момент времени одновременно во всех рассматриваемых

слоях выделяется тепло, пропорциональное работе, затраченной на деформирование каждого слоя, несложно в первом приближении рассчитать начальные температурные поля в некотором сечении биметала.

Так, для произвольного *i*-го слоя его температура в начальный момент времени будет равна:

$$T_i = \frac{\Delta A_0}{C \Delta y \rho} + T_0 \quad (3)$$

или

$$T_i = \frac{S_k \Delta y g_{\max i}}{C \Delta y \rho} + T_0 = \frac{S_k g_{\max i}}{C \rho} + T_0, \quad (4)$$

где  $C$  — удельная теплоемкость металла;  $\rho$  — плотность металла;  $T_0$  — начальная температура свариваемых элементов<sup>1</sup>.

Расчетное распределение температуры в биметалле медь–алюминий, сваренного на различных режимах, показано на рис. 3. Анализ полученных зависимостей показывает, что находящиеся вблизи линии соединения слои меди нагреты до гораздо больших температур, чем прилегающие к линии соединения алюминиевые (это связано с различием  $S_k$  и  $C$  для этих материалов), при этом определенные расчетно-графическим способом максимальные значения температуры нагрева слоев приконтактных объемов, сваренных взрывом металлов по мере асимптотического приближения к линии соединения, имеют тенденцию к увеличению. Интенсификация режимов сварки вызывает рост значений максимальных сдвигов  $g_{\max}$  вблизи линии соединения [3, 10, 11 и др.], приводя к увеличению

<sup>1</sup> Следует заметить, что зависимость (3) является справедливой лишь для случая, когда тепла, выделявшегося в некотором слое недостаточно для его нагрева до температуры плавления. В противном случае в (3) следовало бы ввести слагаемое, учитывающее тепловые затраты на расплавление.

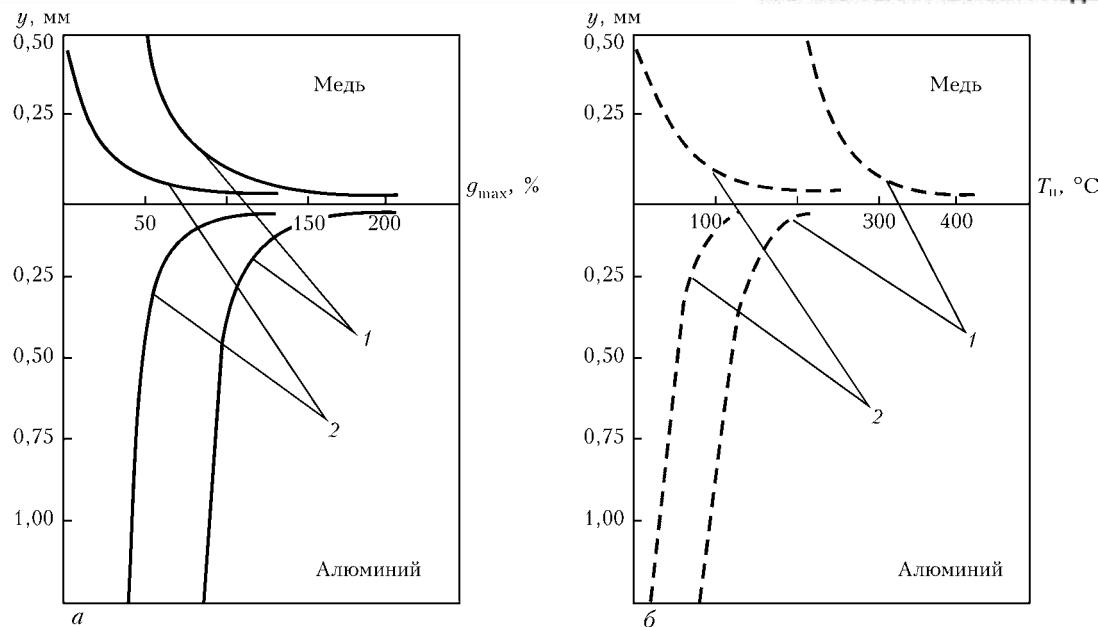


Рис. 3. Эпюры максимальных сдвигов (а) и распределения температур (б) в сечении сваренного взрывом медно-алюминиевого композита

тепловыделения в приконтактных объемах металла и соответственно к повышению их температуры.

Таким образом, вполне очевидно, что при сварке взрывом меди с алюминием появление оплавленного металла на границе раздела слоев композита прежде всего связано с теплом, выделившимся в медном слое в результате пластической деформации, достаточным для расплавления приконтактных слоев более легкоплавкого алюминия.

Сравним тепловые ситуации при сварке взрывом одно- и разнородных металлов для режимов соударения, характеризующихся появлением у последних участков оплавленного металла на границе соединения. В качестве исходных данных воспользуемся эпюрами деформаций, построенными по экспериментальным данным работ [10, 11] для случая сварки взрывом меди с алюминием ( $v_k = 2600$ ,  $v_c = 350$  м/с) с использованием методики [12], позволяющей достоверно оценивать максимальные сдвиги на удалении не менее 30 мкм.

Расчет значений температур околошовной зоны по зависимостям (1)–(4) показывает, что при сварке взрывом однородных (алюминиевых) пластин приконтактный слой, удаленный от линии соединения на расстояние 30 мкм, нагреется не более чем до 150 °C, при сварке медных пластин расчетное значение температур возрастает до 650 °C и появления участков оплавленного металла в обоих случаях не наблюдается, поскольку температура приконтактных слоев меньше температуры плавления соответствующих металлов.

При сварке взрывом меди с алюминием по схеме, когда метаемым элементом является медь, значения температур околошовной зоны, рассчитанные для слоя, удаленного от линии соединения на 30 мкм, составляют примерно 450 и 150 °C соответственно для меди и алюминия. Однако на границе раздела слоев наблюдаются участки оплавленного металла, что свидетельствует о достижении более высоких температур на расстоянии

от линии соединения менее 30 мкм. Решив уравнение (4) относительно  $g_{\max}$  и полагая, что в приконтактном медном слое достигнута температура плавления алюминия, можно оценить уровень сдвиговых деформаций, при которых медь нагреется до температуры плавления алюминия, он составляет около 350 %, при этом приконтактный слой алюминия за счет собственного тепла нагреется до температуры не более 250 °C.

Подобное наблюдается при сварке взрывом стали с алюминием, где при достижении некоторого уровня параметров соударения реализуется ситуация, когда в сварном шве сначала образуются расплавы чистого алюминия. В этом случае, согласно нашим рассуждениям, появление расплава алюминия связано с теплом, выделившимся в приконтактных слоях стали, температура которых выше температуры плавления алюминия, но ниже температуры плавления стали. Интенсификация режимов сварки приводит к изменению стехиометрического состава оплавленного металла, и процентное содержание железа в нем возрастает. Это указывает на то, что достигнут такой уровень сдвиговой деформации, при котором тепла, выделившегося в стали, уже достаточно и для ее оплавления.

Таким образом, расчетно-экспериментальная методика оценки тепловой ситуации в околошовной зоне сваренных взрывом разнородных металлов с резко различными физико-механическими свойствами позволяет объяснить причину образования оплавов в сварном шве при режимах, обеспечивающих в случае сварки взрывом однородных металлов, составляющих композит, бездефектную зону соединения.

## Выводы

1. Установлено, что на сдвиговую пластическую деформацию при сварке взрывом одно- и разнородных металлов затрачивается приблизительно равное количество энергии. Эта закономерность



сохраняется при варировании в широком диапазоне режимов сварки.

2. Показано, что при сварке взрывом разнородных металлов с резко различными физико-механическими свойствами появление оплавленного металла на границе раздела слоев композита прежде всего связано с теплом, выделившимся в результате протекания пластической деформации в более прочном и тугоплавком металле, достаточным для расплавления приконтактных слоев более легкоплавкого металла.

1. Седых В. С., Соннов А. П. Расчет энергетического баланса процесса сварки взрывом // Физика и химия обработки материалов. — 1970. — № 2. — С. 6–13.
2. Лысак В. И., Седых В. С. Влияние параметров сварки взрывом на характер распределения энергии в соударяющихся пластинах // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: Волгоград. политехн. ин-т, 1986. — С. 34–47.
3. Производство слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышов и др. — Минск: Интермет Инжиниринг, 2002. — 496 с.
4. Захаренко И. Д. Сварка металлов взрывом. — Минск: Навука і тэхніка, 1990. — 205 с.

5. Кудинов В. М., Коротеев М. Я. Сварка взрывом в металлургии / Под ред. Э. С. Каракозова. — М.: Металлургия, 1978. — 168 с.
6. Расчет тепловых процессов при сварке взрывом разнородных металлов / В. М. Хрипунов, Е. П. Покатаев и др. // Сварка взрывом и свойства сварных соединений: Межвуз. сб. науч. тр. — Волгоград: Волгоград. гос. техн. ун-т, 2000. — С. 43–47.
7. Бердыченко А. А. О распределении температур в околосварной зоне при сварке взрывом // Там же. — С. 47–53.
8. Покатаев Е. П., Хрипунов В. М., Покатаева В. М. Анализическое исследование тепловых процессов в сваренных взрывом плоских элементах // Там же. — 1898. — С. 84–92.
9. Смелянский В. Я., Рысколов М. Т., Кожевников В. Е. К вопросу о расчете режимов сварки взрывом разнородных материалов // Там же. — 1986. — С. 54–62.
10. Особенности пластического деформирования металла околосварной зоны при сварке взрывом меди с алюминием / А. П. Пеев, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов // Физика и химия обработки материалов. — 2003. — С. 71–76.
11. Формирование соединения при сварке металлов взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Автомат. сварка. — 2000. — № 11. — С. 25–29.
12. Новая методика исследования пластической деформации металла в околосварной зоне свариваемых взрывом соединений / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев // Физика и химия обработки материалов. — 2000. — № 2. — С. 54–60.

A design-experimental procedure is presented for evaluation of the thermal pattern in the HAZ of explosion welded dissimilar metals with markedly different physico-mechanical properties. It is shown that appearance of surface melting on the interface of composite layers is related to the heat, evolving as a result of plastic deformation in the stronger metal.

Поступила в редакцию 05.05.2003



## **3-я Международная конференция по сварочным материалам**

**Разработка, технология, производство, качество**



1–4 июня 2004

г. Днепропетровск

### **Организаторы:**

**Ассоциация «Электрод» предприятий СНГ  
ОАО «Днепрометиз»**

### **При поддержке**

**Межгосударственного Научного совета по сварке и родственным  
технологиям, ИЭС им. Е. О. Патона,  
Общества сварщиков Украины,  
Российского научно-технического сварочного общества**

Контактный тел./факс: (38044) 227 72 35



УДК 621.791.75.642:669.295

# ВЛИЯНИЕ УПРАВЛЯЮЩЕГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ВОЛЬФРАМОВЫЙ ЭЛЕКТРОД ПРИ СВАРКЕ ТИТАНА В УЗКИЙ ЗАЗОР

**В. Ю. БЕЛОУС, инж., В. П. ПРИЛУЦКИЙ, канд. техн. наук, В. Н. ЗАМКОВ, д-р техн. наук**  
(Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Установлено, что при использовании сварочной горелки, в которой защитное сопло и цанга располагаются над зазором, а в зазор вводится только вольфрамовый электрод, управляющее магнитное поле оказывает на него существенное силовое воздействие. Это обстоятельство необходимо учитывать наряду с токовой нагрузкой для обеспечения надежной работы электрода.

**Ключевые слова:** сварка ТИГ, узкий зазор, неплавящийся электрод, магнитное поле, магнитоуправляемая дуга, деформация электрода, диаметр электрода

Сварка в узкий зазор является наиболее эффективным способом дуговой сварки металлических материалов средней и большой толщины. Она обеспечивает уменьшение количества проходов при выполнении сварного шва и объема наплавленного металла, снижает расход присадочной проволоки, упрощает подготовку кромок под сварку. Для титана, учитывая его химическую активность и высокую стоимость титановой проволоки, такие технологические преимущества сварки в узкий зазор особенно важны. Аргонодуговую сварку титановых сплавов в узкий зазор, как правило, выполняют неплавящимся вольфрамовым электродом [1–3]. При этом возможны две схемы защиты зоны сварки инертным газом.

При осуществлении сварки по первой схеме в зазор вводится вольфрамовый электрод вместе с цангой и защитным соплом, а по второй — только один вольфрамовый электрод, а защитное сопло и цанга располагаются над зазором [2]. Оба варианта имеют свои преимущества и недостатки. Применение первой схемы приводит к увеличению ширины зазора и, следовательно, снижению эффективности процесса сварки. При этом, однако, значительно уменьшается тепловая нагрузка на электрод, благодаря чему облегчаются условия и возрастает ресурс его работы. В случае использования второй схемы ширина зазора невелика и зависит в основном от диаметра вольфрамового электрода, но условия его работы значительно усложняются. Так, например, при сварке плит титана толщиной до 100...110 мм вылет вольфрамового электрода составляет  $L = 160$  мм [2]. По этой причине важно дать оценку надежности работы электрода в этих условиях.

В ходе выполнения предварительных исследований с целью выбора диаметра вольфрамового электрода при сварке титана в узкий зазор установлено, что при использовании электрода диаметром 3 мм управляющее переменное магнитное

поле (частота  $v = 10$  Гц, магнитная индукция в зоне дуги  $B = 9$  мТл) вызывает поперечные колебания не только сварочной дуги, но и самого электрода. Это послужило началом серии экспериментов по изучению поведения вольфрамовых электролов при сварке в узкий зазор магнитоуправляемой дугой. Для экспериментов были взяты вольфрамовые электроды марки ЭВИ-2 диаметром 3, 4 и 5 мм с одинаковой формой заточки.

При таком способе сварки вольфрамовый электрод представляет собой проводник с током, помещенный в переменное магнитное поле (рис. 1). И естественно было бы предположить, что колебания электрода являются результатом воздействия на него силы Ампера. Как известно, ее значения зависят от тока в проводнике и магнитной индукции внешнего магнитного поля, а в данном случае от сварочного тока и магнитной индукции управляющего магнитного поля, т. е. от технологических параметров процесса сварки. Для того чтобы установить применимость вольфрамового электрода того или иного диаметра для сварки в узкий зазор, необходимо определить зависимость пространственных колебаний электрода от этих параметров.

Распределение индукции управляющего переменного магнитного поля вдоль оси электрода находили экспериментальным путем. Для этого определяли среднеквадратические значения радиальной составляющей индукции. Измерения выполняли тесламетром 43205 с помощью первичного

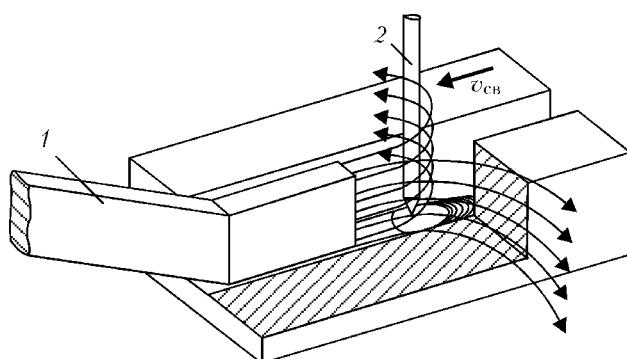


Рис. 1. Схема сварки в узкий зазор магнитоуправляемой дугой:  
1 — магнитопровод; 2 — электрод

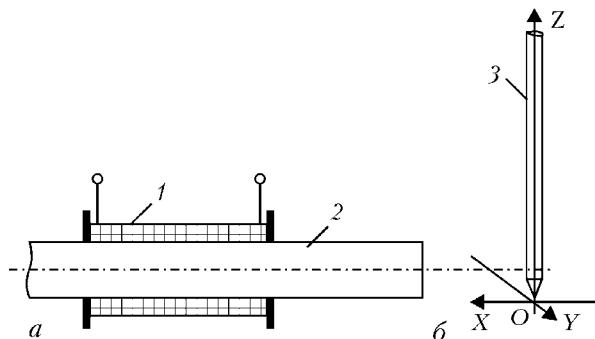


Рис. 2. Схема взаимного расположения магнитопровода (а) и электрода (б) при измерении индукции управляющего магнитного поля: 1 — соленоид; 2 — магнитопровод; 3 — электрод

измерительного преобразователя ПИП-РАД, представляющего собой плоский щуп. Магнитную индукцию измеряли в осевой плоскости электрода  $ZOX$  (рис. 2), начиная от торца ( $Z = 0$ ) и заканчивая в месте выхода электрода из охлаждаемой цанги ( $L = 160$  мм). Результаты измерений представлены на рис. 3. Поскольку торец электрода расположен на одном уровне с нижним краем магнитопровода, здесь наблюдается некоторый спад магнитной индукции. Ее максимум ( $B = 10,1$  мТл) находится напротив геометрического центра торца магнитопровода (рис. 2), где расстояние от магнитопровода до электрода минимальное.

Наблюдение за электродом в процессе сварки осуществляли с помощью специальной оптической системы, позволяющей выполнять его видеосъемку при горении дуги. Эксперименты показали, что поперечные колебания вольфрамового электрода под влиянием управляющего магнитного поля имеют место даже тогда, когда значение сварочного тока намного меньше максимально допустимого для электрода данного диаметра. Так, например, для электрода марки ЭВИ-2 диаметром 3 мм допустимая токовая нагрузка составляет 320 А, однако поперечные колебания электрода с амплитудой 0,4 мм были зафиксированы уже при сварочном токе  $I_{\text{св}} = 150$  А. При этом электрод осуществляет колебания поперек разделки с частотой, равной частоте реверсирования управляющего магнитного поля. Следует отметить, что с увеличением сварочного тока (при прочих равных условиях) значения магнитной индукции, вызывающей упругую деформацию (колебания) вольфрамового электрода, снижаются (рис. 4).

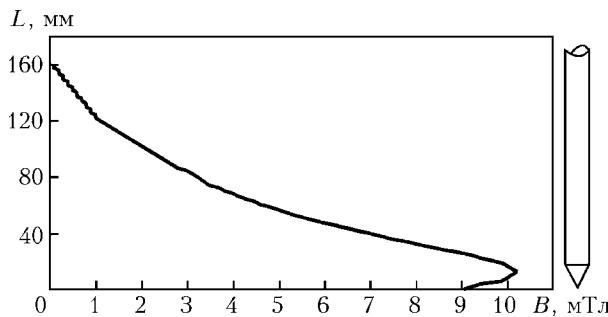


Рис. 3. Распределение среднеквадратичного значения магнитной индукции  $B$  управляющего магнитного поля в плоскости  $ZOX$  вдоль вольфрамового электрода

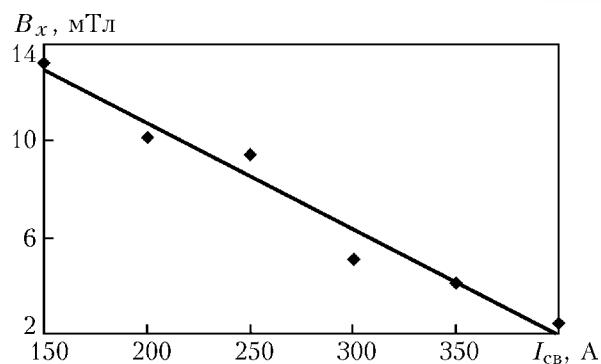


Рис. 4. Изменение компоненты магнитной индукции  $B_x$ , вызывающей колебания торца электрода с амплитудой 0,4 мм, при различных значениях сварочного тока  $I_{\text{св}}$

При замене переменного магнитного поля постоянным или импульсным магнитным полем, т. е. при отсутствии смены полюсов электромагнита, наблюдается не колебание электрода, а его постепенное искривление (пластическая деформация), происходящее вплоть до момента касания одной из стенок зазора (в зависимости от направления магнитной индукции).

Обнаружено, что, помимо упругой и пластической деформации в поперечном направлении (поперек оси шва), электрод изгибается и в направлении магнитопровода. Причем это происходит вне зависимости от направления вектора магнитной индукции. Для выяснения причины деформации электрода в продольном направлении определяли магнитную индукцию вдоль оси  $Y$  (рис. 2). Измерения показали, что во всех точках на оси  $Z$ , магнитная индукция в направлении оси  $Y$  составляет  $B_y = 0$  (рис. 5). Поэтому, когда электрод находится в вертикальном положении, сила Ампера действует на него только в плоскости  $ZOY$ , перпендикулярной оси шва. Как только электрод отклоняется от вертикальной оси, возникает дополнительная составляющая силы Ампера  $\vec{F}_y$ . Направление ее действия (при прочих равных условиях) зависит от направления  $\vec{B}_y$  (рис. 6). Сила  $\vec{F}_y$  отклоняет электрод в направлении магнитопровода в тот момент, когда он под действием сос-

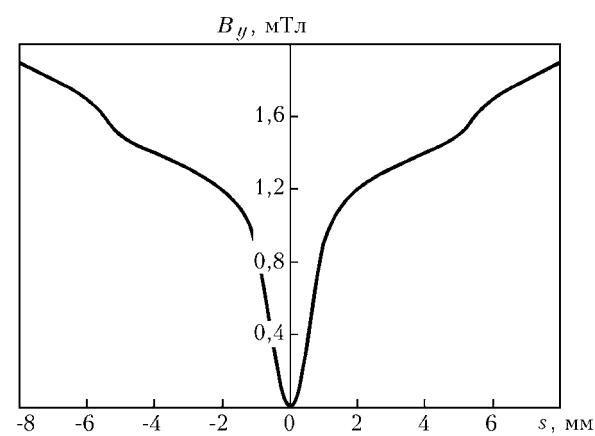


Рис. 5. Распределение магнитной индукции  $B_y$  управляющего магнитного поля в плоскости  $ZOY$  ( $s$  — расстояние от оси шва)

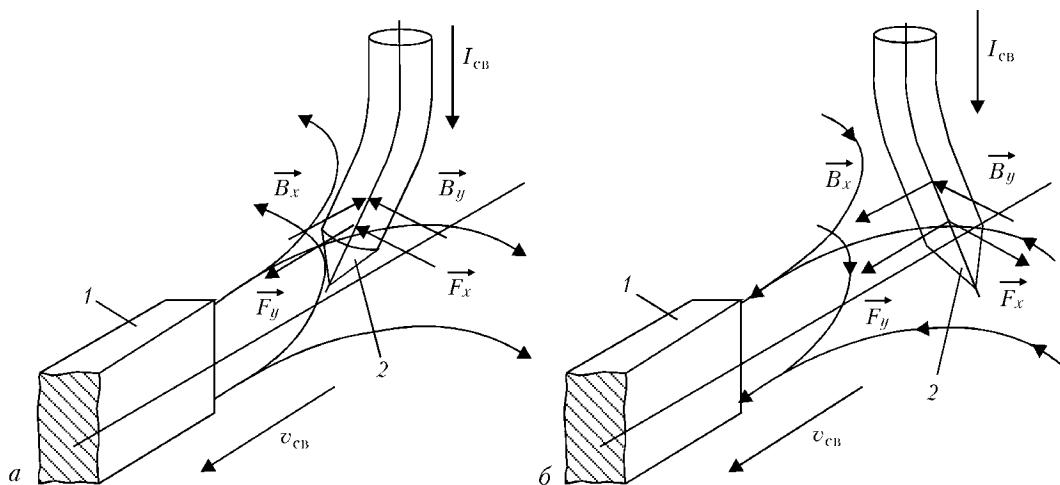


Рис. 6. Направление индукции управляющего магнитного поля и силы Ампера при поперечных колебаниях электрода в его крайних левом (а) и правом (б) положениях: 1 — магнитопровод; 2 — электрод;  $B_x$ ,  $B_y$  — компоненты магнитной индукции соответственно в плоскостях  $ZOX$  и  $ZOY$ ;  $F_x$ ,  $F_y$  — компоненты силы Ампера в тех же плоскостях

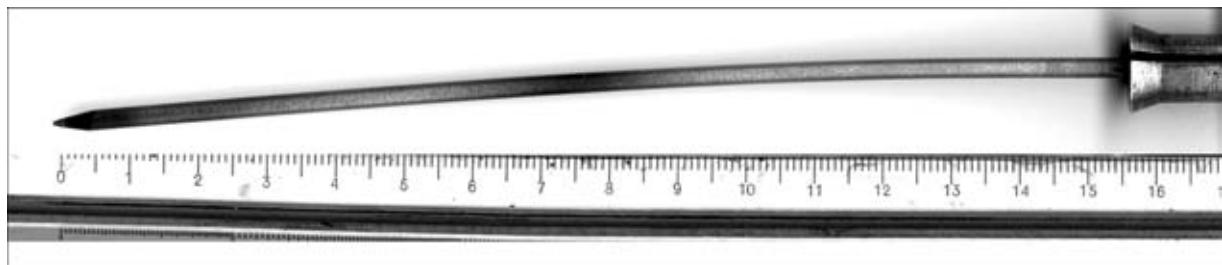


Рис. 7. Внешний вид деформированного вольфрамового электрода

ставляющей силы  $\vec{F}_x$  перемещается в крайнее вертикальное положение (рис. 6). Продолжительность действия силы  $\vec{F}_y$ , ее значения, а следовательно, и степень деформации электрода в направлении магнитопровода зависят от сварочного тока, компоненты магнитной индукции  $B_y$ , массы и механических свойств вольфрамового электрода, особенности работы устройства для магнитного управления дугой. Таким образом, установлено, что электрод диаметром 3 мм изгибается в двух направлениях — вдоль и поперек оси шва — и после окончания сварки его деформация сохраняется. Причем деформация по длине электрода (рис. 7) имеет крайне неравномерный характер: в верхней части электрода она начинается на расстоянии около 40 мм от места его выхода из охлаждаемой цангой, в нижней — на участке длиной 50...55 мм, начиная от торца электрода; остаточных деформаций при этом не наблюдается. Такой характер изменения формы вольфрамового электрода связан, по-видимому, с температурными условиями его работы. Как следует из работы [4], при сварке вольфрамовый электрод диаметром 3 мм может разогреваться в зависимости от значений сварочного тока до 2600...3200 К, что вызывает резкое ухудшение его прочностных свойств. Так, например, если при нормальной температуре модуль упругости вольфрама составляет приблизительно  $40 \cdot 10^4$  МПа, то при 2800 К его значение уменьшается до  $23 \cdot 10^4$  МПа [5]. Причем электрод в процессе сварки разогревается неравномерно по всей своей длине.

По данным работы [6], электрод диаметром 2,5 мм длиной 40 мм при  $I_{\text{св}} = 300$  А сильнее разогревается в средней части, где температура может достигать 3350 К. Такой характер распределения температуры по длине вольфрамового электрода обусловлен тем, что верхняя его часть охлаждается за счет отвода тепла цангой, а нижняя — вследствие проявления эффекта «электронного охлаждения» на термоэмиссионном дуговом катоде [4]. Поэтому под действием силы Ампера наиболее нагретая центральная часть электрода изгибаются. Можно полагать, что с увеличением вылета электрода в его центральной части увеличивается протяженность перегретого участка.

Предельная токовая нагрузка для электрода марки ЭВИ-2 диаметром 4 мм достигает 600 А, однако уже при  $I_{\text{св}} = 400$  А под воздействием управляющего магнитного поля ( $v = 10$  Гц,  $B = 10$  мТл) наблюдаются поперечные колебания электрода. После сварки вольфрамовый электрод диаметром 4 мм не был подвержен остаточным деформациям. В случае использования электрода диаметром 5 мм при  $I_{\text{св}} = 450$  А деформация электрода вообще не наблюдалась.

## Выводы

- При аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом в узкий зазор магнитоуправляемой дугой на электрод действуют дополнительные силы, возникающие в результате взаимодействия магнитного поля сварочного тока с управляющим магнитным полем.



## НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

2. Силы, действующие на электрод в процессе сварки, вызывают его упругую и даже пластическую деформацию (в зависимости от его диаметра), что нарушает пространственное положение электрода в зазоре, снижает стабильность горения дуги и ухудшает формирование швов.

3. При выборе диаметра вольфрамового электрода для сварки в узкий зазор магнитоуправляемой дугой необходимо не только учитывать предельно допустимый ток для данной марки электрода, но и условия сохранения пространственного положения и формы электрода.

1. Matsui S., Narayama S., Sakurai T. Application of narrow gap GTA welding to various products. — Osaka: JWS, 1988. — P. 127–134.
2. Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // Welding J. — 1996. — № 4. — P. 37–41.
3. Гринин В. С., Штракман М. М. Высокопроизводительная автоматическая сварка в узкозелевую разделку // Свароч. пр-во. — 1982. — № 7. — С. 21.
4. Дороднов А. М., Козлов Н. П., Помелов Я. А. Об эффекте «электронного охлаждения» на термоэмиссионном дуговом катоде // Теплофизика высоких температур. — 1973. — № 11. — С. 724–727.
5. Савицкий Е. М., Поварова К. Б., Макаров П. В. Металловедение вольфрама. — М.: Металлургия, 1978. — 224 с.
6. Бадьянов Б. Н., Давыдов В. А. Расчет температур по длине вольфрамового электрода при аргонодуговой сварке // Свароч. пр-во. — 1994. — № 1. — С. 34–35.

It has been found that in the case of using a welding torch, in which the shielding nozzle and collet are located over the gap, and only the tungsten electrode is introduced into the gap, the control magnetic field exerts a substantial force effect on the electrode. This circumstance should be allowed for, along with the value of the current load, the to provide reliable operation of the electrode.

Поступила в редакцию 29.05.2003



## СВАРКА — 2004

*I специализированная выставка*  
**Сварочные материалы. Оборудование. Технологии**

г. Томск

27–29 октября

### Тематика выставки

- Оборудование и технологии для электродуговой сварки металлов (ручная, полуавтоматическая, автоматическая, роботизированная);
- Оборудование и технологии для плазменной, лазерной, газопламенной сварки, резки, наплавки (ручной, механизированной, роботизированной);
- Оборудование и технологии для сварки сопротивлением (контактной сварки);
- Оборудование и технологии для сварки пластмасс;
- Оборудование, материалы и технологии контроля качества сварных соединений и исходных материалов;
- Оборудование и технологии производства сварочных материалов;
- Оборудование и технологии для пайки;
- Оборудование для термической обработки материалов и сварных конструкций;
- Материалы для сварки, резки, наплавки, напыления, пайки (электроды, проволока, припои и т. п.);
- Средства и методы защиты от вредных производственных факторов (рабочая одежда, системы вентиляции, респираторы и т. п.);
- Инструменты и приспособления для сварки;
- Электронная элементная база и комплектующие для производства сварочного оборудования;
- Методы обучения и повышения квалификации сварочного персонала;
- Научные разработки и идеи;
- Реновация сварочного оборудования;
- Салон подержанного и восстановленного сварочного оборудования.

### В рамках выставки

- Межрегиональный семинар «Современные методы, технологии и оборудование сварочного производства» (организатор — Томское отделение Российского научно-технического сварочного общества. Справки по тел.: (3822) 492942, контактное лицо — Кириллова Наталья Витальевна);
- Конкурс Профессионального мастерства среди сварщиков, посвященный 400-летию города Томска с номинациями: «Сварщик-новичок» и «Сварщик-профи»;
- Конкурс «Сибирские Афины» среди участников.

Одновременно пройдут выставки-ярмарки:  
**ГАЗИФИКАЦИЯ-2004** «НЕФТЕХИМИЯ-2004» «RESALE-2004»

Справки по тел.: (3822) 413880, 413842

факс (3822) 419768

E-mail: org5@t-park.ru

http://www.t-park.ru



УДК 621.791.753

# ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ШВОВ ПРИ СВАРКЕ ТИГ С ОТКЛОНЕНИЯМИ ДУГИ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

**Р. Н. РЫЖОВ, канд. техн. наук, В. С. СЕМЕНЮК, А. А. ТИТОВ, инженеры**  
(НТУУ «Киевский политехнический институт»)

Приведены результаты экспериментального исследования эффективности применения продольных и поперечных колебаний дуги, нереверсивных и реверсивных колебательно-вращательных движений дуги для управления процессами формирования и кристаллизации шовов при сварке неплавящимся электродом. Характер полученных экспериментальных кривых позволил определить области оптимальных значений параметров отклонений дуги и сформулировать рекомендации по практическому применению.

**Ключевые слова:** сварка ТИГ, электромагнитные системы, управляющее магнитное поле, отклонения дуги, параметры формирования и кристаллизации шовов

Применение в процессе сварки отклонений дуги является одним из способов внешних импульсных воздействий на процессы формирования и кристаллизации шовов. Этот технологический прием реализуют как с помощью механических, так и электромагнитных устройств. Последние отличаются более простыми конструктивными схемами и улучшенными динамическими характеристиками перемещения дуги. От амплитуды, направления и частоты отклонений дуги существенно зависит качество формирования шовов. Известны способы сварки, в которых для улучшения параметров формирования и кристаллизации шовов используют продольные и поперечные колебания дуги, создаваемые двухполюсными электромагнитными системами (ЭМС) [1, 2]. При этом направления колебаний дуги в процессе сварки были неизменными и определялись ориентацией ЭМС относительно шва. Усовершенствование указанных технологических приемов возможно путем использования аппаратных средств, позволяющих создавать более широкий спектр характеристик отклонений дуги.

В настоящей работе управляющее магнитное поле (УМП) в зоне сварки создавали с помощью ЭМС, состоящей из шести электромагнитов, расположенных на одинаковом расстоянии от электрода под углом 60° один к другому [3]. С помощью специально разработанного микропроцессорного устройства управления электромагнитными воздействиями (УУЭМВ) [4] программировали полярность, длительность и периодичность импульсных последовательностей токов намагничивания каждой катушки ЭМС. При этом импульсные последовательности длительностью  $t_{\text{и.п.}} = 0,01 \dots 0,05$  с состояли из 1...5 однополярных синусоидальных импульсов продолжительностью 0,01 с.

Дугу отклоняли в заданном направлении радиальным УМП, которое генерировали как одним, так и двумя электромагнитами ЭМС, расположенным

ными друг против друга по обе стороны от электрода. При этом токи намагничивания были разных полярностей. Расстояние от торцов магнитопроводов до поверхности образцов составляло 5,5 мм, а плоскость, в которой расположена пара электромагнитов, была перпендикулярной направлению отклонения дуги. При экспериментальном определении параметров УМП в зоне сварки установлено, что при суперпозиции магнитных полей пары электромагнитов распределение в зоне горения дуги радиальной составляющей индукции  $B_y$  более равномерное, чем в случае использования одного электромагнита (рис. 1). К тому же, для создания в зоне сварки индукции УМП заданного значения необходимы меньшие токи намагничивания  $I_n$ , что улучшало тепловой режим работы ЭМС. При  $I_n$  до 3 А, проходящем через один электромагнит,  $B_y$  изменялась в пределах 0...5,5 мТл, а при генерировании УМП парой электромагнитов — в пределах 0...8,5 мТл. Дальнейшее увеличение токов намагничивания приводило к замагничиванию сердечников ЭМС и непропорциональному возрастанию  $B_y$ .

Известно, что отклонения дуги прямо пропорциональны амплитудному значению радиальной составляющей УМП в зоне сварки. В ходе эксперимента осуществляли фазное регулирование то-

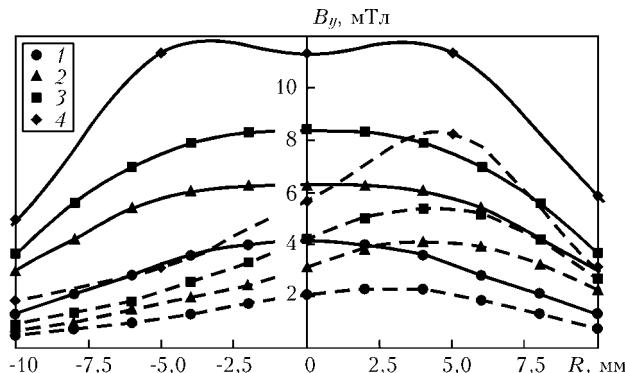


Рис. 1. Распределение радиальной составляющей индукции  $B_y$  в зоне сварки при генерировании УМП одним электромагнитом (штриховые кривые) и парой электромагнитов (сплошные): 1–4 — соответственно  $I_n = 1, 2, 3, 7$  А;  $R$  — расстояние от продольной оси ЭМС

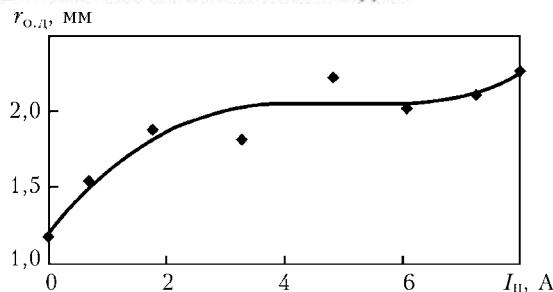


Рис. 2. Зависимость радиуса отклонений дуги  $r_{o,d}$  от тока намагничивания  $I_n$  катушек ЭМС

ка через катушки электромагнитов путем изменения углов отпирания тиристоров блока коммутации УУЭМВ. При этом из-за низкой индуктивности катушек ЭМС импульсы УМП имели практически вертикальный передний фронт. При такой форме импульсов в начале циклов отклонения скорость перемещения дуги была чрезмерно высокой, что ухудшало стабильность ее горения. К тому же, с возрастанием угла отпирания тиристоров увеличивалась продолжительность горения дуги в естественных условиях, что снижало эффективность исследуемых воздействий. Поэтому при проведении основной части экспериментов значения индукции УМП, а следовательно, и отклонений дуги регулировали изменением напряжения в первичной обмотке силового трансформатора УУЭМВ.

Экспериментальное определение зависимости отклонений дуги от тока намагничивания, проходящего через катушки ЭМС, осуществляли путем фиксации на медной полированной пластине радиуса отклонений дуги  $r_{o,d}$ . При этом ток дуги составлял  $I_d = 100$  А, а ее длина —  $l_d = 2$  мм. Для осуществления колебательно-вращательного движения дуги последовательно через каждую катушку ЭМС пропускали по одному импульсу тока намагничивания. Стабильные результаты получали при горении дуги в течение 0,12 с, что соответствовало двум ее полным оборотам. Установлено, что при генерировании УМП одним электромагнитом с возрастанием  $I_n$  от 0 до 8 А значения  $r_{o,d}$  экспоненциально увеличивались с 1,2 до 2,3 мм, т. е. практически в два раза (рис. 2). При  $I_n = 3 \dots 8$  А незначительный рост  $r_{o,d}$  можно объяснить несущественным увеличением радиальной составляющей УМП вследствие замагничивания сердечников ЭМС. При генерировании УМП парой

электромагнитов с током намагничивания противоположных поллярностей характер зависимости  $r_{o,d}(I_n)$  не изменился, но дуга отклонялась на 40 % больше, чем в случае использования одного электромагнита.

Для определения зависимости параметров формирования и кристаллизации швов от параметров отклонения дуги УМП проплавляли образцы из стали 12Х18Н10Т толщиной 6 мм без присадочной проволоки на следующем режиме:  $I_{cb} = 100$  А;  $U_d = 10$  В;  $v_{cb} = 10$  м/ч. Эксперименты проводили при  $I_n = 3$  А и  $t_{i,n} = 0,01 \dots 0,05$  с. Продольные и поперечные колебания дуги осуществляли путем изменения через интервалы времени  $t_{i,n}$  на противоположную полярность тока намагничивания, проходящего через пару полюсов ЭМС, расположенных в плоскости, перпендикулярной направлениям отклонений дуги. Колебательно-вращательное движение дуги создавали последовательным включением в направлении ее вращения на время  $t_{i,n}$  одного либо пары противоположных электромагнитов с токами намагничивания разных поллярностей. Реверсирование направления вращения дуги осуществляли через интервалы времени  $t_{p,d} = 6t_{i,n}$  путем изменения на противоположное последовательности включения электромагнитов ЭМС. При этом в начале цикла реверсирования дуга была отклонена в направлении продольной оси шва в сторону головной части ванны.

Установлено, что в отличие от сварки в обычных условиях при всех исследуемых видах перемещения дуги на поверхности швов образуются периодические чешуйчатые наплывы. Это свидетельствует о протекании в сварочной ванне интенсивных гидродинамических процессов. Во всех случаях при увеличении  $t_{i,n}$  фиксировали практически линейное возрастание расстояния  $l_q$  между вершинами соседних чешуек (рис. 3). При этом в случае продольных и поперечных колебаний дуги

$$l_q = v_{cb} 2t_{i,n} \text{ (м).}$$

При нереверсивном колебательно-вращательном движении дуги

$$l_q = v_{cb} 6t_{i,n} \text{ (м).}$$

Реверсирование направления вращения дуги приводит к увеличению  $l_q$  в 2 раза. Это можно объяснить изменением временного интервала формирования потоков расплава, направленных в сторону фронта кристаллизации, который увеличивается из-за необходимости торможения потоков, образовавшихся в предыдущем цикле.

Экспериментально определено, что применение всех исследуемых видов отклонений дуги с  $t_{i,n} = 0,01$  с не приводит к существенным изменениям геометрических характеристик швов (рис. 4). В случае колебательно-вращательных движений дуги с увеличением  $t_{i,n}$  до 0,05 с глубина проплавления экспоненциально уменьшалась на 17 % при соответствующем возрастании ширины швов. Такой эффект объясняется уменьшением времени, в течение которого дуга прогревала металл в одном и том же месте. Реверсирование направления вра-

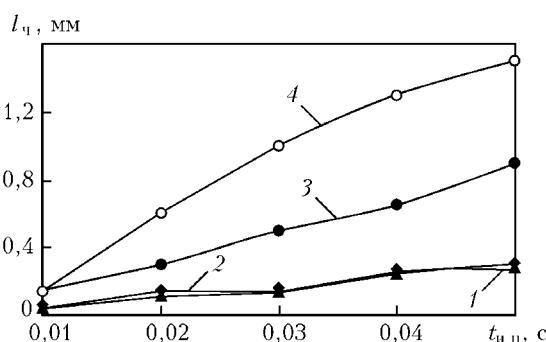


Рис. 3. Влияние параметров отклонений дуги на чешуйчатость поверхности швов: 1, 2 — соответственно продольные и поперечные колебания дуги; 3, 4 — соответственно нереверсивные и реверсивные колебательно-вращательные движения дуги

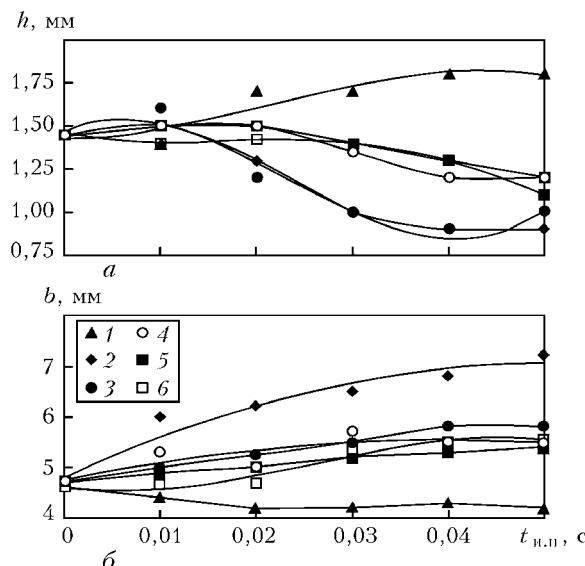


Рис. 4. Влияние параметров отклонений дуги на геометрические характеристики швов — глубину проплавления  $h$  (а) и их ширину  $b$  (б): 1, 2 — соответственно продольные и поперечные колебания дуги; 3, 4 — соответственно нереверсивные и реверсивные колебательно-вращательные движения дуги при генерировании УМП одним электромагнитом; 5, 6 — то же при генерировании УМП парой электромагнитов

щения дуги не приводят к существенным изменениям параметров формирования шва. При поперечных колебаниях дуги чаще находится у боковых кромок ванны, чем объясняется увеличение ширины швов на 56 %. Однако при этом интенсифицируется отвод тепла через боковые поверхности ванны в основной металл, что сопровождается уменьшением глубины проплавления на 38 %. Особенностью гидродинамики при продольных колебаниях дуги является оттеснение расплава из центральной области в головную и хвостовую части ванны, вследствие чего уменьшается толщина жидкой прослойки под дугой и процесс плавления основного металла происходит более интенсивно. Этим объясняется увеличение глубины проплавления на 24 % при уменьшении ширины швов на 9 %. Следует отметить, что во всех случаях более существенные изменения параметров формирования швов наблюдали при  $t_{и.п}$  до 0,04 с.

С помощью отклонения дуги магнитным полем можно эффективно управлять процессами кристаллизации швов (рис. 5). По сравнению с первичной структурой металла швов, полученных при сварке в обычных условиях (рис. 5,  $\delta$ ), наибольшее измельчение структуры зафиксировано при продольных колебаниях дуги по всему сечению швов и поперечных колебаниях в центральной части швов (рис. 5, а, б). Этот эффект объясняется тем, что указанные воздействия характеризуются наибольшей частотой перемещения дуги в направлении фронта кристаллизации. Однако при таких воздействиях схемы кристаллизации существенно отличаются. В случае продольных колебаний дуги кристаллиты имеют прямую форму и направлены практически перпендикулярно линии сплавления. При поперечных колебаниях дуги зона проплавления состоит из центральной области, в которой направление роста кристаллитов совпадает с про-

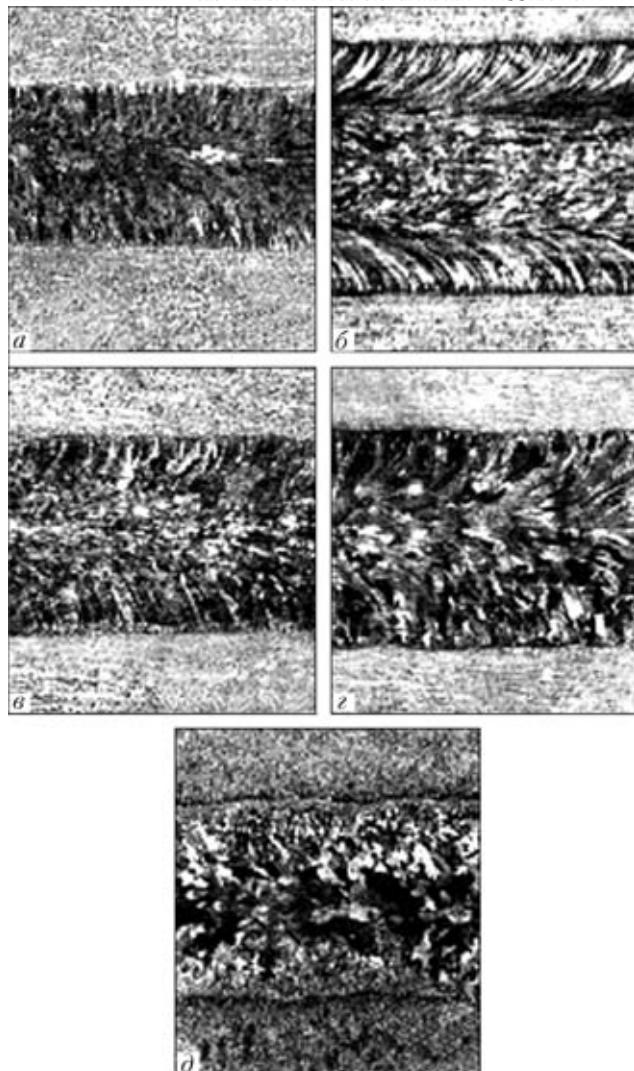


Рис. 5. Первая структура ( $\times 4$ ) металла швов, полученных при различных видах отклонений дуги: а, б — соответственно продольные и поперечные колебания дуги; в, г — соответственно нереверсивные и реверсивные колебательно-вращательные движения дуги; д — без электромагнитных воздействий

дольной осью шва и областей, примыкающих к линии сплавления, сформированных из более крупных кристаллитов дугообразной формы. С увеличением  $t_{и.п}$  ширина центральной зоны уменьшается и при  $t_{и.п} = 0,05$  с первичная структура формируется только из дугообразных кристаллитов. Зафиксированные при поперечных колебаниях дуги схемы кристаллизации швов свидетельствуют о том, что в процессе сварки имели место поперечные перемещения головной части ванны.

При сравнении швов, полученных при сварке с нереверсивными и реверсивными колебательно-вращательными движениями дуги, установлено, что в первом случае достигается более существенное измельчение структуры металла швов (рис. 5, в, г). Данный эффект можно объяснить, как и в случае образования чешуйчатости на поверхности металла швов, более стационарными гидродинамическими процессами, протекающими в ванне. При этом степень измельчения структуры практически такая же, как и у швов, полученных при продольных колебаниях дуги. Однако угол сра-



щивания кристаллитов меньше, а сами кристаллиты имеют не прямую, а дугообразную форму, что способствует повышению пластичности металла швов. В отличие от сварки в нереверсивном аксиальном УМП [5] применение нереверсивного колебательно-вращательного движения дуги не приводит к существенному смещению от продольной оси линии срашивания боковых фронтов кристаллизации. По-видимому, в данном случае в гидродинамике ванны преобладают не вращательные движения потоков расплава, вызывающие асимметрию распределения температуры на боковом фронте кристаллизации, а симметричные — в направлениях от оси электрода к кромкам ванны.

Установлено, что увеличение  $t_{\text{и.п.}}$  при всех исследуемых видах перемещения дуги приводит к уменьшению степени измельчения структуры металла швов. Однако ее характеристики остаются значительно лучшими в сравнении со швами, полученными при сварке в обычных условиях. В отличие от процесса формирования швов для процесса кристаллизации более эффективно отклонение дуги не одним, а парой электромагнитов ЭМС. Это обстоятельство следует учитывать при программировании режимов работы УУЭМВ.

## Выходы

1. Применение при сварке неплавящимся электродом многополюсной электромагнитной системы с УУЭМВ позволяет с помощью соответствующих изменений направления, значения и длительности отклонений дуги реализовывать различные виды пространственного управления отклонениями дуги,

что является эффективным способом воздействия на процессы формирования и кристаллизации швов.

2. Максимальные изменения параметров формирования швов при сварке с отклонениями дуги магнитным полем достигаются при  $t_{\text{и.п.}} = 0,03 \dots 0,05$  с, что достаточно для формирования потоков расплава в направлении от центра ванны. При этом для увеличения глубины проплавления и ширины швов наиболее эффективно применение соответственно продольных и поперечных колебаний дуги.

3. Наиболее благоприятные изменения в первичных структурах металла швов наблюдаются при колебательно-вращательном движении дуги на режимах, характеризующихся максимальной частотой перемещения расплава ванны в направлении фронта кристаллизации.

1. *Измельчение структуры металла шва при сварке дугой, колеблющейся в поперечном магнитном поле* / А. М. Болдырев, Ю. С. Ткаченко, Н. П. Толоконников и др. // Автомат. сварка. — 1975. — № 7. — С. 70–71.
2. *Аргонодуговая сварка нержавеющих труб с использованием магнитных полей* / В. Е. Завьялов, В. Я. Иванцов, В. Я. Скорняков и др. // Свароч. пр-во. — 1979. — № 12. — С. 19–20.
3. *Пат. 42252A Україна, В 23 К 9/08. Пальник для зварювання з зовнішніми електромагнітними діями* / Р. М. Рижов, О. В. Малишев. — Опубл. 15.10.2001.
4. *Пат. 50430 Україна, В 23 К 9/08. Спосіб зварювання неплавким електродом з використанням зовнішніх комбінованих керуючих магнітних полів і пристрій для його реалізації* / А. А. Тітов, О. В. Малишев, Р. М. Рижов. — Опубл. 15.10.2002.
5. *Структура и свойства металла шва при сварке в продольном магнитном переменном поле низкой частоты* / Е. В. Бардокин, В. И. Ливенец, В. А. Окинор и др. // Свароч. пр-во. — 1975. — № 11. — С. 12–14.

Results of experimental study of the efficiency of using longitudinal and transverse oscillations of the arc, as well as non-reversing and reversing oscillation-rotation movements of the arc to control the processes of formation and solidification of welds in tungsten-electrode welding are presented. The character of experimental curves allowed determination of the regions of optimal values of the arc deviation parameters and formulation of recommendations for their practical application.

Поступила в редакцию 07.04.2003,  
в окончательном варианте 13.06.2003



УДК 621.791.947.5(204.1)

## СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОГО МЕТАЛЛА ШВА, ВЫПОЛНЕННОГО ПОД ВОДОЙ

**Н. В. ЗАЙЦЕВА**, канд. техн. наук, **С. М. ЗАХАРОВ**, инж. (Ин-т металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины),  
**С. Ю. МАКСИМОВ**, канд. техн. наук, **И. В. ЛЯХОВАЯ**, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы сварные соединения низколегированной стали повышенной прочности, выполненные под водой электродами со стержнем из хромоникелевого сплава. Оценено влияние окружающей среды на газонасыщенность и плотность наплавленного металла, структуру и свойства различных зон соединения. Показано, что применение высоколегированных электродов позволяет повысить пластичность и прочность металла шва до уровня свойств основного металла.

*Ключевые слова:* подводная сварка, покрытые электроды, сварное соединение, хромоникелевый металл шва, структурные составляющие, газонасыщенность

Несмотря на имеющуюся потребность в ремонте металлоконструкций из сталей повышенной прочности под водой применение мокрой сварки до последнего времени было ограничено из-за неудовлетворительного качества сварных соединений. За рубежом для этой цели используют покрытые электроды [1]. Разработка в 1999 г. электродов Hydroweld FS [2] позволила рекомендовать ручную мокрую сварку при восстановлении несущей способности конструкций ответственного назначения, изготовленных из углеродомарганцовистых сталей с  $C_{\text{экв}} \leq 0,4$ . Задача сварки сталей повышенной прочности с большим углеродным эквивалентом на сегодня остается нерешенной. Основные усилия для ее решения предпринимаются в направлении создания электродов со стержнем из сплавов на никелевой основе, однако информация о получении положительных результатов отсутствует. Предварительные опыты по сварке порошковой проволокой с оболочкой из никелевой ленты [3], с одной стороны, подтвердили возможность получения сварного соединения низколегированной стали повышенной прочности типа X60 без трещин в металле ЗТВ, с другой — выявили трудности, связанные с обеспечением требуемого уровня механических свойств. Наличие большого количества водорода приводит к увеличению сопротивления пластической деформации металла шва и уменьшению предельных характеристик его пластичности. Такой результат согласуется с известной склонностью никеля к водородной хрупкости [4]. Кроме того, это явление становится более заметным при наличии в качестве примеси кислорода и повышенной скорости охлаждения [4], что характерно для условий сварки под водой. По мнению авторов, присутствие в никеле кислорода облегчает межзеренное разрушение, которое в этом случае происходит при меньших концентрациях водорода, поскольку к давлению водорода добавляется давление паров воды, образующихся при восстановлении оксидов никеля. При этом возникновение

трещин по границам зерен приводит к разрушению образцов при испытании на растяжение уже при незначительной деформации. В связи с изложенным выше представляют интерес результаты изучения водородной хрупкости сплавов никеля с железом и хромом. В работе [4] установлено, что водородная хрупкость сплавов никеля с железом и хромом уменьшается с повышением содержания последних. Такой характер влияния химического состава они связывают с изменением электронного состояния сплавов, поэтому применение для сварки под водой электродных материалов, обеспечивающих получение металла шва с системой легирования Fe—Ni—Cr, может быть более перспективным. Ранее электроды со стержнем из нержавеющей стали [5] признаны неперспективными из-за опасности образования трещин в металле шва вблизи линии сплавления в результате перемешивания с основным металлом. Тем не менее, авторы работы [6] сообщают о разработке электродов со стержнем из проволоки Св-10Х16Н25АМ6 для сварки под водой высокопрочных сталей, обеспечивающих получение качественных сварных соединений с высокими механическими свойствами и стойкими против образования холодных трещин.

Целью данной работы была оценка структуры и механических свойств сварных соединений стали 17Г1С, выполненных под водой электродами, обеспечивающими аустенитный хромоникелевый наплавленный металл. Исследования проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии, рентгенофазового и флюоресцентного рентгеновского анализа (ФРА), волюметрии, газового анализа, оптической спектроскопии, а также испытывали на одноосное растяжение и измеряли твердость.

**Таблица 1. Химический состав стали 17Г1С и наплавленного металла, мас. % (ФРА)**

Анализируемая зона	Fe	Ni	Mn	Cr	Mo	Si	C
Центр наплавки	62,80	14,70	5,00	14,20	2,80	0,50	—
Зона сплавления	77,78	8,74	3,85	7,32	1,86	0,45	—
Основной металл*	97,59	0,10	1,67	0,10	—	0,36	0,18

\*Оптический спектральный анализ.

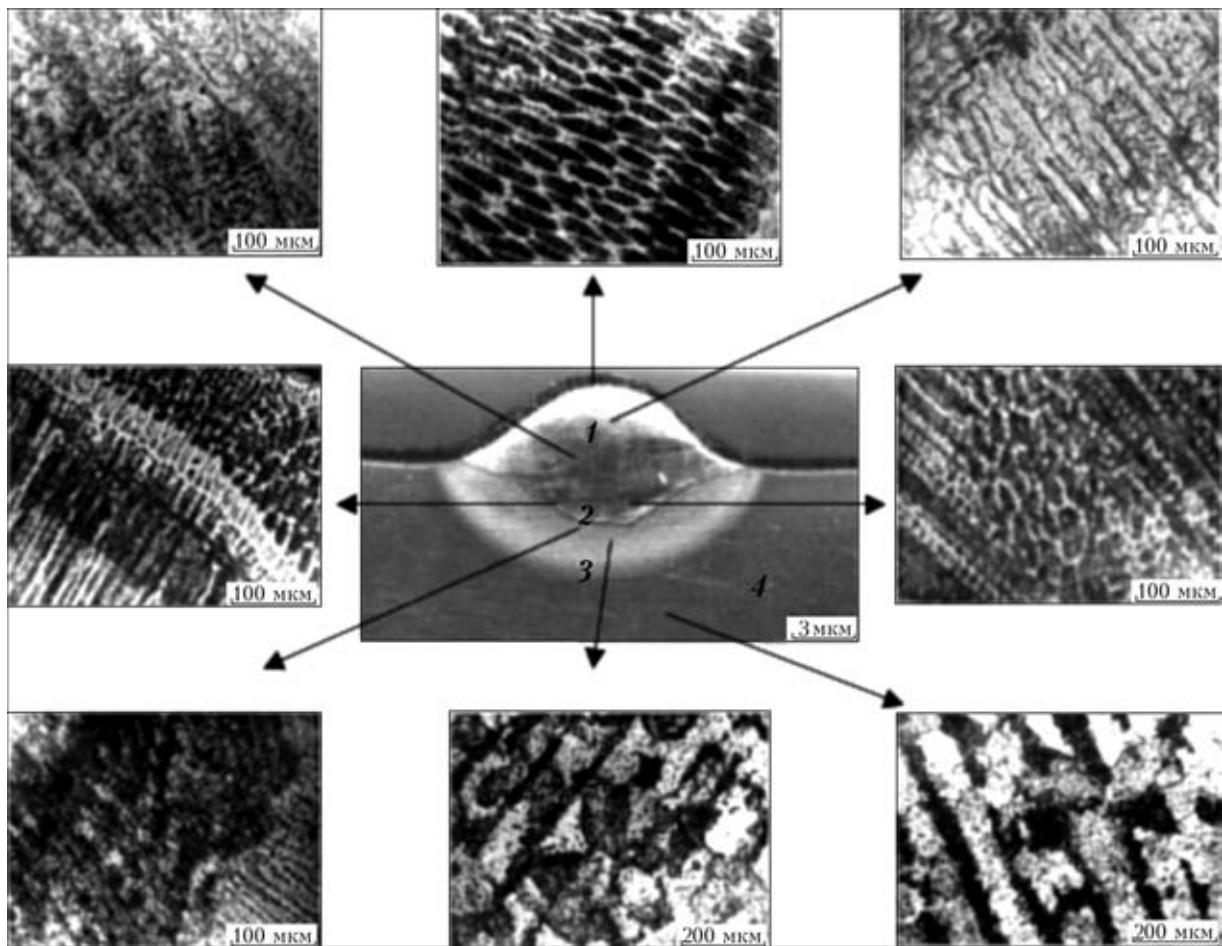


Рис. 1. Микроструктуры различных участков наплавки на сталь 17Г1С, выполненной под водой: 1 — наплавленный металл; 2 — переходная зона; 3 — металл ЗТВ; 4 — основной металл

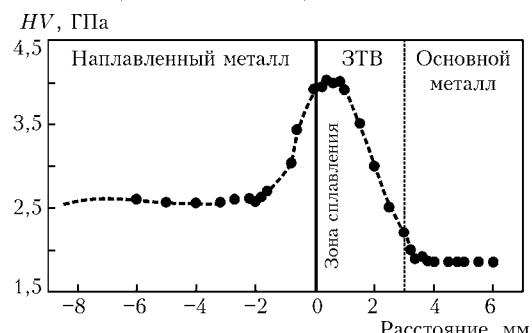


Рис. 2. Распределение микротвердости  $HV$  по сечению наплавки вблизи зоны сплавления

Для исследований изготовлены опытные электроды диаметром 4 мм со стержнем из нержавеющей стали. Наплавку выполняли в лабораторном бассейне на глубине 1 м на режимах:  $I_{\text{св}} = 140 \dots 160 \text{ А}$ ,  $U_d = 26 \dots 28 \text{ В}$ , на токе обратной полярности. В качестве основного металла использовали пластины толщиной 14 мм из стали 17Г1С, химический состав которой указан в табл. 1.

Таблица 2. Содержание газов и значение плотности наплавленного металла

Система легирования	Содержание газа, мас. % $\cdot 10^{-2}$		Плотность, $\text{г}/\text{см}^3$		$\Delta\rho = \rho_p - \rho_i$ , $\text{г}/\text{см}^3$	$\Delta\rho/\rho_p$ , %
	[O]	[H]	измеренная $\rho_i$	расчетная $\rho_p$		
Никель	0,71	0,36	8,3789	8,5711	0,1922	2,242
Никель + хром	4,80	0,36	7,9545	8,0011	0,0466	0,580

Наплавленный металл отличается достаточно однородной структурой и химическим составом. В результате кристаллизации преимущественно формируется структура столбчатых кристаллитов. Центральное ядро выделяется заметно слабее, чем в шве на основе никеля [3]. Кристаллизационные трещины, крупные поры или усадочные раковины не обнаружены. В пределах разрешения оптического микроскопа распределенная пористость также не наблюдается. В микроструктуре наплавленного металла (рис. 1) преобладают дендриты и ячейки, что свидетельствует о существенных концентрационных переохлаждениях при кристаллизации наплавленного металла [7].

В зоне сплавления и металле ЗТВ наблюдается деградация строчечной ферритно-перлитной структуры, характерной для горячекатаной стали 17Г1С, в колониальную с более однородным распределением цементита, что вызывает повышение твердости этой зоны (рис. 2). Трещины в металле ЗТВ не обнаружены.

Рентгенофазовый анализ регистрирует преимущественно однородный ГЦК твердый раствор переменного по сечению наплавки состава, что соответствует данным химического анализа (см. табл. 1) и тройной Fe-Ni-Cr диаграмме

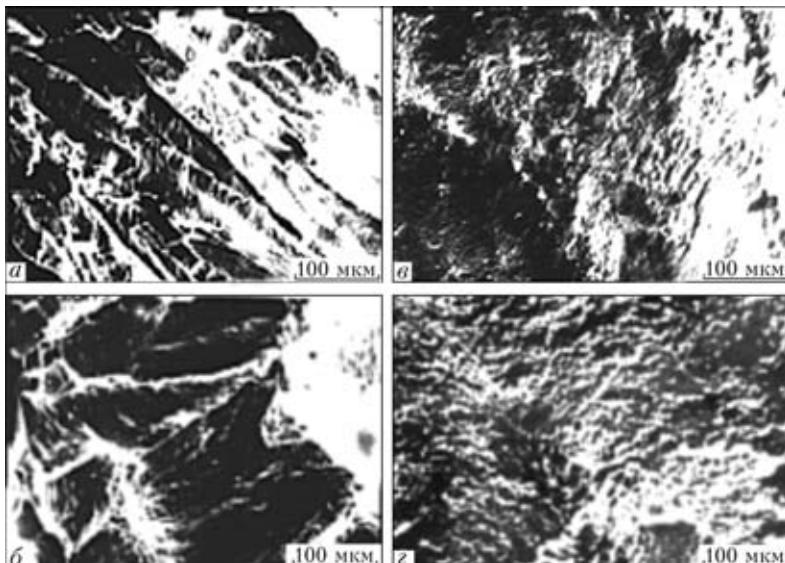


Рис. 3. Фрактограммы изломов после растяжения металла швов, выполненных под водой: *a, б* — легирование никелем; *в, г* — легирование хромом и никелем

**Таблица 3. Механические свойства металла шва и основного металла**

Материал	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$E$ , МПа
Шов	410	626	34	38	15384
Сталь 17Г1С [7]	340	510	23	—	17000

фазовых равновесий [8]. Рефлексы карбидных фаз достоверно не фиксируются, что вместе с результатами анализа микроструктуры позволяет пренебречь влиянием карбидного упрочнения.

По сравнению с никелевым металлом шва [3] в исследуемом образце содержание кислорода увеличилось в несколько раз, а содержание остаточного водорода сохранилось на прежнем уровне (табл. 2). При этом плотность наплавленного металла заметно повысилась. Отсутствие макродефектов подтверждают результаты металлографических исследований.

Полученные данные дают основание предполагать, что совместное легирование никелем и хромом положительно скажется на механических свойствах металла шва, для определения которых были выполненыстыковые соединения на приведенных выше режимах.

Welded joints in low-alloy steels of increased strength made under water using electrodes with chrome-nickel alloy rods have been studied. The effect of environment on the gas saturation level and density of deposited metal, structure and properties of different zones in a welded joint has been evaluated. It is shown that the use of austenitic electrodes makes it possible to increase ductility and strength of the weld metal up to a level of those of the base metal.

Разрушение исследованного образца после достижения остаточной деформации более 30 % (табл. 3) сопровождается образованием шейки. Фрактографическая картина характеризует излом как вязкий (рис. 3), что подтверждает общее заключение об отсутствии в этом случае крупных дефектов — инициаторов разрушения. Для сравнения на том же рисунке приведены фрактограммы изломов образца никелевого металла шва, на которых доля скола превышает 50 %. Механические свойства наплавленного металла находятся в хорошем соответствии с механическими свойствами основного металла (табл. 3), что необходимо для соблюдения эксплуатационной надежности сварного соединения.

Таким образом, проведенные исследования показали, что применение электродов со стержнем из хромоникелевого сплава обеспечивает однородную austenитную структуру наплавленного металла без макроскопических дефектов и способствует повышению пластичности и прочности металла шва до уровня свойств основного металла — низколегированной стали повышенной прочности.

1. Ibarra S., Grubbs C.E., Liu S. State-of-the-art and practice of underwater wet welding of steel // Intern. workshop on underwater welding of marine structures. (New Orleans, 7–9 Dec., 1994). — New Orleans, 1994. — P. 49–112.
2. Pett M. Wet (underwater) welding becomes a viable option // Welding Met. Fabr. — 1998. — № 4. — P. 12–14.
3. Структура и свойства металла, наплавленного под водой порошковой проволокой с никелевой оболочкой // С. Ю. Максимов, И. М. Савич, С. М. Захаров и др. // Автомат. сварка. — 2003. — № 4. — С. 19–23.
4. Мороз Л. С., Чечулин Б. Б. Водородная хрупкость металлов. — М.: Металлургия, 1967. — 255 с.
5. Bailey N. Welding under water — a metallurgical appraisal // First (1991) Intern. offshore and polar engineering conf. (Edinburg, 11–16 Aug., 1991). — Edinburg, 1991. — Vol. 4. — P. 331–338.
6. Масленников П. С., Руссо В. Л. Новые электроды для подводной сварки // Свароч. пр-во. — 2000. — № 11. — С. 26–27.
7. Прохоров Н. Н. Физические процессы в металлах при сварке. — М.: Металлургия, 1968. — Т. 1. — 695 с.
8. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / Под ред. О. А. Баных. — М.: Металлургия, 1986. — 449 с.

Поступила в редакцию 18.03.2003



## СОПОСТАВЛЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ОБРАЗЦОВ ШАРПИ И МЕНАЖЕ ПРИ ВЯЗКОМ РАЗРУШЕНИИ

В. П. Дядин, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрен подход к аналитическому сопоставлению работ вязкого разрушения образцов Менаже и Шарпи и их составляющих. Предложена простая зависимость, позволяющая оценивать значения ударной вязкости образцов Шарпи по результатам испытания образцов Менаже на верхнем шельфе.

**Ключевые слова:** сварное соединение, ударная вязкость, удельная работа, образцы Шарпи и Менаже, содержание волокна в изломе, деформационное упрочнение, верхний шельф

Разработанные в ИЭС им. Е. О. Патона новые подходы к определению характеристик вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ,  $\delta_{Ic}$ ,  $T$ ) по результатам стандартных испытаний образцов Шарпи [1–4] позволяют значительно расширить практическое применение критериев механики разрушения при проектировании и расчете конструкций на прочность. В этой связи особенно актуальной становится задача перехода на сдаточные испытания конструкционных материалов образцов Шарпи вместо образцов Менаже, что позволит, с одной стороны, привести в соответствие отечественные стандарты с европейскими и американскими нормами на изготовление конструкционных сталей, а с другой, разработать научно обоснованные требования к допускаемым минимальным значениям ударной вязкости основного металла и сварных соединений, необходимые для обеспечения надежности конструкции.

В отечественной практике обязательное определение ударной вязкости до недавнего времени осуществляли на образцах Менаже, что требовало проведения дополнительных испытаний образцов Шарпи. На практике последнее не всегда возможно, особенно, если это касается уже действующего оборудования.

В настоящей статье предпринята попытка на базе существующих экспериментальных и корреляционных зависимостей, полученных для удельных работ разрушения стандартных ударных образцов Шарпи и Менаже, проанализировать возможность существования стабильной связи между ними.

Работу в этом направлении можно разделить на две группы. К первой — относятся исследования, непосредственно направленные на установление корреляционной зависимости между ударной вязкостью стандартных образцов с концентраторами различной остроты. Ко второй — исследования, имеющие косвенное отношение к рассматриваемой задаче, но включающие результаты изучения общих закономерностей работ зарождения  $a_3$  и распространения разрушения  $a_p$  при испытании на ударный изгиб.

Экспериментальному методу нахождения корреляционных связей между результатами ударных испытаний образцов этих типов посвящено значительное количество работ, некоторые из них представляют особый интерес. Так, в работе [5] по результатам исследования низколегированных сталей шести марок (09Г2С, 10Г2С1, 10ХСНД, 15ХСНД, 16Г2АФ) с толщиной листа 20 и 30 мм (ГОСТ 19282–73) и 12ГН2МФАЮ с толщиной листа 12 мм (ТУ 14-1-1772-76), а также их сварных соединений, выполненных проволоками Св-10НМА, Св-08ГА и Св-08ХН2ГМЮ, получена зависимость

$$a_V = (1,6 \cdot 10^{-5})a_U^3 - (1,5 \cdot 10^{-3})a_U^2 + (4,8 \cdot 10^{-1})a_U, \quad (1)$$

где  $a_V$  и  $a_U$  — ударная вязкость, определенная на стандартных образцах, изготовленных по ГОСТ 9454–78, соответственно типа 11 и 1. На рис. 1 представлены результаты испытаний. Здесь каж-

$a_V, \text{Дж}/\text{см}^2$

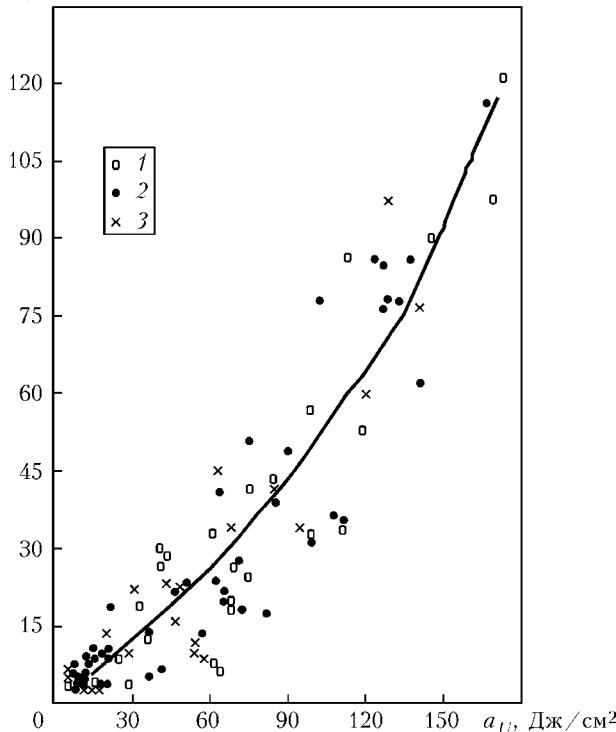


Рис. 1. Корреляционная зависимость (1) между ударной вязкостью образцов Шарпи и Менаже [5]: 1 — основной металл; 2 — металл шва; 3 — металл ЗТВ



дой точке соответствуют значения ударной вязкости при определенной температуре испытаний. Как видно из рис. 1, предложенная зависимость (1) в переходной области хрупкости дает неоправданно завышенные (в 4–5 раз) значения ударной вязкости  $a_V$ , что может привести к существенной ошибке, при расчете допускаемых напряжений в элементах конструкций с позиций механики разрушения [1–4]. Последнее находит свое подтверждение в работе [6], где доказано, что с понижением температуры испытаний чувствительность к остроте надреза исследуемых низколегированных сталей повышается, причем степень повышения зависит от марки стали. При этом значения ударных характеристик с повышением температуры испытаний поникаются (рис. 2). На основании полученных данных авторы работы [6] пришли к выводу о невозможности установления единого переходного коэффициента  $K$ , имеющего вид  $a_V = K a_U$ . По всей видимости, это связано с рядом факторов, основным из которых является нарушение условия плоской деформации при испытании ударных образцов Менаже в переходной области температур. Результаты ударных испытаний образцов при хрупком разрушении показали, что относительное изменение отношений ударных характеристик также должно понижаться в связи с уменьшением работы зарождения разрушения. Это вытекает из более детального анализа результатов испытаний [6] при сопоставлении характера изменения минимальных значений ударной вязкости в зависимости от температуры (рис. 2).

Более простая корреляционная зависимость, связывающая изменение значений ударной вязкости стандартных образцов Шарпи и Менаже, дана в работе [7]:

$$a_U = 1,2a_V + b_{cp}, \quad (2)$$

где  $b_{cp} = 32,5 \text{ Дж}/\text{см}^2$ . С помощью зависимости (2), как считает ее автор, можно описать всю совокупность экспериментальных данных (исследовано более 15 марок низколегированных сталей) с отклонением от среднего  $\Delta b = \pm 25,5 \text{ Дж}/\text{см}^2$ . Аналогичная линейная корреляционная связь предлагается в работе [8], где излагаются результаты исследований корпусных листовых сталей марок R44-4а и R52-6а. Следует отметить, что зависимости типа (2) имеют ограниченное применение. Это связано с тем, что авторы вводят ограничение на значения ударной вязкости образцов Менаже —  $a_U \geq 32,5 \text{ Дж}/\text{см}^2$ . Кроме того, указанные корреляционные зависимости строили на основании обработки и анализа средних значений результатов испытаний на ударный изгиб, что также вносит дополнительную погрешность при оценке их минимальных значений.

В поисках новых методов определения работоспособности стали часто используется разделение ударной вязкости на составляющие [9–15]. В основном принято считать, что ударная вязкость  $a$  состоит из двух слагаемых, которые отражают основные этапы процесса разрушения:  $a = a_3 + a_p$ . Так, некоторые авторы [9, 10] полагают, что удар-

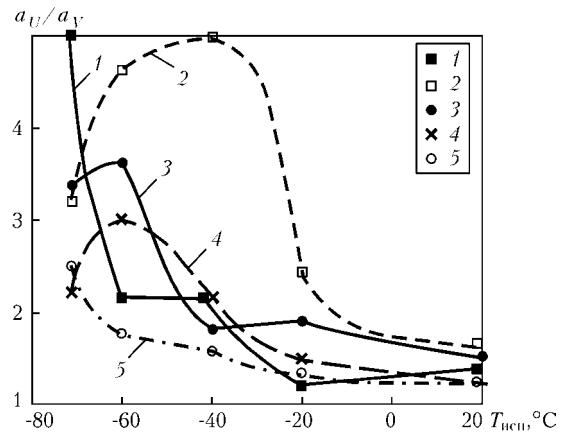


Рис. 2. Изменение отношений минимальных значений ударной вязкости  $a_U/a_V$  стандартных образцов Менаже и Шарпи в зависимости от температуры испытания: 1 — сталь 14Г2АФД; 2 — 15ХЧНД; 3 — 12Г2МФТ; 4 — 15Г2АФД; 5 — 10ХЧНД

ная вязкость образца с усталостной трещиной представляет собой работу развития разрушения, т. е.  $a = a_p$ . Однако, как отмечается в [11], разница между значениями работы  $a_p$ , определенными по методикам [9, 10], составляет 20...30 %. По-видимому, это связано с тем, что принятая прямолинейная зависимость между ударной вязкостью и радиусом надреза не всегда имеет место. Это находит подтверждение в работе [12], где показано, что в области надрезов с радиусом закругления менее 1 мм в ряде случаев наблюдается дискретный переход от вязкого к хрупкому разрушению.

Иной подход к разделению ударной вязкости предложили А. С. Рахманов и Л. С. Лившиц [13], которые считали, что образец сначала только деформируется (работа деформации), а затем только разрушается (работка разрушения). Интерес с точки зрения физического понимания процесса разрушения ударного образца и определения работы его развития представляют также работы [14, 15].

Особо следует отметить исследования Физико-механического института НАН Украины влияния структурных параметров на работу зарождения разрушения в зонах концентраторов напряжений различной остроты [16].

Рассмотренные выше работы отражают основные подходы к установлению возможных связей как для полных удельных работ разрушения между различными ударными образцами, так и для их составляющих. Выводы из полученных результатов можно свести к следующему.

Прежде всего следует ожидать, что соотношение удельных работ разрушения ударных образцов с различными концентраторами напряжений должно

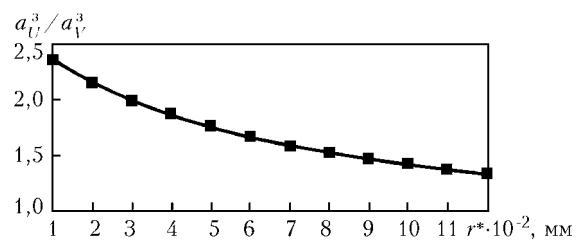


Рис. 3. Изменение удельных работ зарождения вязкого разрушения образцов Шарпи и Менаже в зависимости от структурного элемента  $r^*$



зависеть от вида разрушения (вязкого, смешанного или хрупкого). При этом доминирующую роль, особенно в случае относительно «мягких» концентраторов напряжений, будут играть условия зарождения разрушения того или иного вида и соответственно удельная работа, затрачиваемая на этот процесс.

В случае, если распространение разрушения происходит по смешанному механизму (квазихрупкому), соотношение полных работ разрушения образцов Шарпи и Менаже может существенно отличаться прежде всего в силу того, что на своей начальной стадии развитие трещины в образце Менаже происходит в менее жестких условиях. Об этом свидетельствует различие в характере уменьшения значений ударной вязкости в зависимости от содержания волокна в изломах образцов Менаже и Шарпи в переходной области температур, что целесообразно учитывать при установлении соответствующих корреляционных связей.

Дополнительные трудности также связаны с тем, что в переходной области температур зарождение разрушения носит смешанный характер. В этом случае, как отмечал Т. А. Владимирский [12], наблюдается бимодальное «скачкообразное» изменение работы разрушения. Причем температура, при которой происходит это явление, в основном зависит от нарушения состояния условия плоской деформации. Естественно, что для образцов с различной остротой надреза эти процессы протекают по-разному. Если в образцах Шарпи скачкообразное изменение работы разрушения проявляется слабо и в инженерных целях может аппроксимироваться единой температурной кривой ударной вязкости, то в образцах Менаже имеет место ярко выраженный перелом этой кривой [12]. Последнее ставит под сомнение возможность установления единой корреляционной и аналитической связи во всем температурном интервале для ударных образцов Менаже и Шарпи.

Однако, поскольку при зарождении вязкого разрушения степень объемности напряженного состояния вблизи надреза не должна играть существенной роли, можно ожидать, что работа зарождения вязкой трещины будет зависеть от концентрации пластических деформаций в вершине надреза образца. В этом случае вполне допустимо существование достаточно устойчивых связей между работами зарождения вязкой трещины в образцах различных типов. Если при этом работа развития разрушения, связанная с фрактографическими особенностями изломов, не имеет существенных различий, то данное допущение может быть отнесено и к полной удельной работе разрушения образцов. Имеющиеся результаты [6] (см. рис. 2) в качественном отношении как раз и являются подтверждением этого предположения.

Исходя из современных представлений, процессы зарождения и распространения вязкого разрушения характеризуются различными характеристиками трещиностойкости материала. В первом случае это могут быть деформационные характеристики механики разрушения, во-втором — критический угол раскрытия вязкой трещины  $T$ . Учи-

тывая также, что критический угол раскрытия вязкой трещины  $T$  определяется соотношением раскрытия трещины  $\delta_{lc}$  и размером зоны предразрушения [3], появляется возможность аналитического выражения полной работы разрушения ударного образца с различными радиусами закругления через деформационную характеристику вязкости разрушения [4].

На первом этапе рассмотрим решение данной задачи в квазистатической постановке.

Как отмечалось в работе [17], соотношение Нейбера, в соответствии с которым произведение коэффициентов концентрации напряжений и деформаций в нелинейной области равно квадрату концентрации упругих напряжений, может быть использовано для анализа условий вязкого разрушения образца Шарпи. Критические деформацию и угол изгиба  $\theta_{1k}$  образца Шарпи в момент зарождения вязкой трещины можно выразить следующим соотношением:

$$(\varepsilon_f/\varepsilon_r)^{1+n} = K_V^2 (1 + 4r^*/\rho_V)^{-1} [\theta_{1k}/(3\varepsilon_r)]^{1+n}, \quad (3)$$

где  $\varepsilon_f$  — критическая локальная пластическая деформация на расстоянии  $r^*$  от вершины надреза образца Шарпи (значение  $r^*$  принимается в работе [17] равным характерному размеру структурного элемента — 0,06 мм);  $\varepsilon_r$  — деформация, соответствующая пределу текучести;  $K_V$  — коэффициент концентрации упругих напряжений в вершине надреза образца Шарпи, равный 3,44) [18];  $\rho_V$  — радиус надреза образца Шарпи, равный 0,25 мм;  $n$  — деформационное упрочнение материала.

В этом случае после определения изгибающих моментов при условии общей текучести и распространении разрушения удельную работу зарождения разрушения образца Шарпи и удельную работу распространения вязкой трещины с учетом [2] можно представить в виде следующих зависимостей [17]:

$$a_V^3 = [\theta_{1k}/(3\varepsilon_r)]^{1+n} (B - L) k_1 3\varepsilon_r \sigma_{0,2} / [4(1+n)], \quad (4)$$

$$a_V^p = [\theta_{1k}/(3\varepsilon_r)]^n (B - L) k_2 \sigma_{0,2} (\sigma_b / \sigma_{0,2}) n / [4(1-n)^2], \quad (5)$$

где  $a_V^3$  — удельная работа в момент зарождения разрушения образца Шарпи при статическом нагружении;  $a_V^p$  — удельная работа распространения вязкой трещины в образце Шарпи;  $(B - L)$  — высота образца под надрезом, равная 8 мм;  $k_1$  — коэффициент стеснения для образца Шарпи, равный 1,25 [9];  $k_2$  — средний коэффициент стеснения для образца Шарпи в момент развития разрушения, равный 1,26.

Подходы, используемые для получения данных зависимостей, могут быть применимы и для анализа разрушения образца Менаже. Так, с учетом того, что коэффициент концентрации упругих напряжений в вершине надреза образца Менаже  $K_U = 2,1$  [18], а радиус закругления составляет 1 мм, соотношение Нейбера для образца Менаже в случае достижения критических деформаций можно записать в виде



$$(\varepsilon_f/\varepsilon_r)^{1+n} = K_U^2(1 + 4r^*/\rho_U)^{-1}[\theta_{2k}/(3\varepsilon_r)]^{1+n}, \quad (6)$$

где  $\theta_{2k}$  — критический угол изгиба образца Менаже в момент зарождения вязкой трещины.

Предполагая, что зарождение разрушения должно происходить при одинаковых деформациях в некотором объеме материала (в данном случае принимается равным  $r^*$ ), из равенства левых частей зависимостей (3) и (6) можно определить связь между критическими углами изгиба образцов Менаже и Шарпи:

$$\theta_{2k}/\theta_{1k} = [(K_V^2(1 + 4r^*/\rho_U))/(K_U^2(1 + 4r^*/\rho_V))]^{1/(1+n)}. \quad (7)$$

Принимая во внимание, что коэффициент стеснения для образца Менаже  $k_3 = 1,225$  [19], удельная работа зарождения может быть выражена следующей зависимостью:

$$a_U^3 = [\theta_{2k}/(3\varepsilon_r)]^{1+n}(B - L)k_33\varepsilon_r\sigma_{0,2}/[4(1+n)]. \quad (8)$$

С учетом (7) соотношение между удельными работами зарождения разрушения образцов Менаже и Шарпи представляется в виде

$$a_U^3/a_V^3 = (k_3/k_1)(K_V/K_U)^2(1 + 4r^*/\rho_U)/(1 + 4r^*/\rho_V). \quad (9)$$

Как видно из (9), отношение удельных работ зарождения вязкого разрушения образцов Менаже и Шарпи зависит только от размера структурного элемента  $r^*$ . Зависимость отношения удельных работ зарождения вязкого разрушения образцов Шарпи и Менаже от  $r^*$ , полученная по (9), показана на рис. 3.

Следующим шагом в определении аналитической связи между работами разрушения образцов Шарпи и Менаже является рассмотрение удельных работ распространения вязкой трещины в образцах этих типов при статическом нагружении. В этом случае для анализа развития вязкого разрушения в качестве критерия сопротивления материала распространению вязкой трещины используется критический угол раскрытия стабильной трещины [2]. Тот факт, что его значение практически остается постоянным при стабильном развитии трещины существенно облегчает решение данной задачи и позволяет работу развития разрушения образца Шарпи описать с помощью (5). Как видно из данного выражения, удельная работа развития разрушения зависит от критического угла прогиба образца, соответствующего моменту зарождения разрушения. Отсюда следует, что выражение (5) также может быть использовано и для анализа работы развития вязкого разрушения образца Менаже:

$$a_U^p = [\theta_{2k}/(3\varepsilon_r)]^n(B - L)k_2\sigma_{0,2}(\sigma_b/\sigma_{0,2})n/[4(1-n)^2]. \quad (10)$$

Из (5) и (10) с учетом зависимости (7) следует

$$a_U^p/a_V^p = [(K_V/K_U)^2(1 + 4r^*/\rho_U)/(1 + 4r^*/\rho_V)]^{n/(1+n)}. \quad (11)$$

Как видно из (11), отношение удельных работ развития вязкого разрушения в образцах Шарпи и Менаже зависит от коэффициентов концентрации упругих напряжений в вершинах надрезов и размера структурного элемента  $r^*$ . Что касается оп-

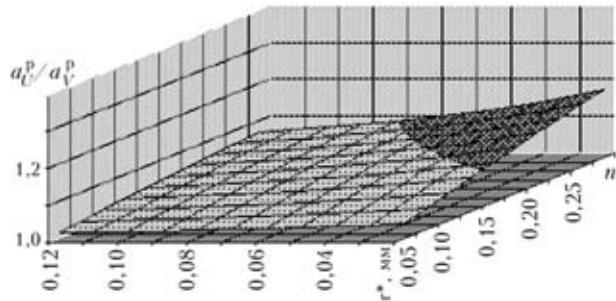


Рис. 4. Изменение удельных работ развития вязкого разрушения образцов Шарпи и Менаже в зависимости от структурного элемента  $r^*$  и деформационного упрочнения  $n$  по (11)

ределения характерного размера структурного элемента  $r^*$ , то здесь необходимо учитывать некоторую условность, связанную с неопределенностью понятия «зарождение вязкого разрушения», которое может включать различные стадии нарушения сплошности материала, начиная от образования отдельных микротрещин или пор и их систем и кончая развитием макроскопической трещины, экспериментально фиксируемой при испытании материалов на трещиностойкость. В этих случаях размеры таких дефектов незначительны и для большинства конструкционных сталей и их сварных соединений составляют от 40 до 120 мкм.

Так, учитывая, что характеристика деформационного упрочнения материала  $n < 0,25$ , правая часть выражения (11) близка к 1,0 (рис. 4). Это подтверждает примерное равенство удельных работ распространения вязкого разрушения в образцах Менаже и Шарпи.

Исходя из зависимостей (4), (5) и (8), (10) полные работы разрушения соответственно образцов Шарпи и Менаже могут быть выражены через их удельные работы развития разрушения:

$$a_V = a_V^3 + a_V^p = \\ = a_V^p[(k_1/k_2)(\sigma_{0,2}/\sigma_b)[(1-n)^2/(n(1+n))]\theta_{1k} + 1]; \quad (12)$$

$$a_U = a_U^3 + a_U^p = \\ = a_U^p[(k_3/k_2)(\sigma_{0,2}/\sigma_b)[(1-n)^2/(n(1+n))]\theta_{2k} + 1]. \quad (13)$$

С учетом соотношений (7) и (11) связь между удельными работами развития вязкого разрушения образцов Шарпи и Менаже при статическом нагружении можно записать следующим образом:

$$a_U/a_V = \left[ \frac{K_V^2}{K_U^2} \frac{1 + 4r^*/\rho_U}{1 + 4r^*/\rho_V} \right]^{\frac{n}{1+n}} \times \\ \times \frac{k_3\sigma_{0,2}(1-n)^2}{k_2\sigma_b n(1+n)} \left[ \left( \frac{K_V^2}{K_U^2} \frac{1 + 4r^*/\rho_U}{1 + 4r^*/\rho_V} \right)^{\frac{1}{1+n}} \theta_{1k} + 1 \right] \\ \times \frac{k_1\sigma_{0,2}(1-n)^2}{k_2\sigma_b n(1+n)} \theta_{1k} + 1. \quad (14)$$



Из зависимости (6) и работы [2] (в этом случае за  $\varepsilon_f$  принимается деформация, соответствующая потере пластической устойчивости материала) вытекает

$$\theta_{1K} = [3n/(1-n)][(1+4r^*/\rho_V)/K_V^2]^{1/(1+n)}. \quad (15)$$

Подставляя (15) в выражение (14), получаем

$$a_U/a_V = \left[ \frac{K_V^2}{K_U^2} \frac{1+4r^*/\rho_U}{1+4r^*/\rho_V} \right]^{\frac{n}{1+n}} \times \\ \times \frac{\frac{3k_3}{k_2} \left( \frac{1+4r^*/\rho_U}{K_U^2} \right)^{\frac{1}{1+n}} + \frac{\sigma_b(1+n)}{\sigma_{0,2}(1-n)}}{\frac{3k_1}{k_2} \left( \frac{1+4r^*/\rho_V}{K_V^2} \right)^{\frac{1}{1+n}} + \frac{\sigma_b(1+n)}{\sigma_{0,2}(1-n)}}. \quad (16)$$

Как видно из (16), отношение удельных работ вязкого разрушения образцов Шарпи и Менаже в этом случае зависит от структурного элемента  $r^*$ , механических характеристик  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_b$  и деформационного упрочнения  $n$ . Что касается последнего, то, как уже отмечалось в работах [2, 20], эта характеристика может быть определена с достаточной для инженерных целей точностью из зависимости:

$$n = 0,222 \frac{\sigma_b}{\sigma_{0,2}} - 0,182. \quad (17)$$

Следует отметить, что выражение (17) является эмпирическим и применимо при  $n \geq 0,04$ . Это необходимо учитывать при дальнейшем анализе.

Таким образом, используя (17), а также, подставив числовые значения упругой концентрации напряжений в вершинах надрезов и радиусов кривизны в выражение (16), можно записать

$$a_U/a_V = \left[ 2,683 \frac{1+4r^*}{1+16r^*} \right]^{\frac{n}{1+n}} \times \\ \times \frac{2,916 \left( \frac{1+4r^*}{2,1^2} \right)^{\frac{1}{1+n}} + \frac{(n+0,182)(1+n)}{0,222(1-n)}}{2,976 \left( \frac{1+16r^*}{3,44^2} \right)^{\frac{1}{1+n}} + \frac{(n+0,182)(1+n)}{0,222(1-n)}}. \quad (18)$$

Характер поведения данной зависимости представлен на рис. 5. Как видно из рис. 5, в диапазоне возможных изменений значений деформационного упрочнения  $n$  и параметра  $r^*$  отношение полных удельных работ вязкого разрушения образцов Менаже и Шарпи изменяется в довольно узком диапазоне — 1,13...1,33.

Полученная квазистатическая зависимость (18) распространяется и на случай динамического нагружения исходя из следующих соображений: кри-

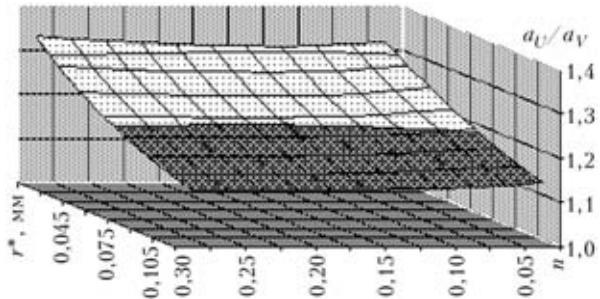


Рис. 5. Изменение значений отношения ударной вязкости разрушения стандартных образцов Менаже и Шарпи в зависимости от структурного элемента  $r^*$  и деформационного упрочнения  $n$

тическая деформация, соответствующая зарождению вязкой трещины, слабо зависит от скорости нагружения; как следует из рис. 5, отношение  $a_U/a_V$  практически не зависит от значений деформационного упрочнения  $n$ .

В качестве примера достаточно показательными могут быть экспериментальные данные, полученные в ИЭС им. Е. О. Патона при исследовании сварных швов, выполненных проволоками Св-08А, Св-08Г2С, Св-10Г2 и Св-10ГСМТ под флюсом АН-43 при сварке рулонной стали 08Г2СФБ. Механические свойства рассмотренных сварных соединений приведены в таблице. Сопоставление изменений отношений минимальных и максимальных значений ударной вязкости образцов Менаже и Шарпи в зависимости от содержания волокна в изломе образцов Шарпи при одинаковых температурах испытаний  $F_V$  представлены на рис. 6.

Как видно из рис. 6, относительное изменение значений ударной вязкости  $a_U/a_V$  рассматривает-

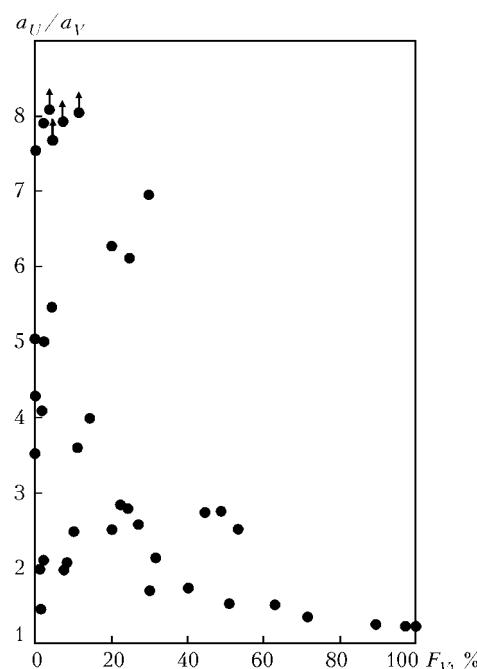


Рис. 6. Изменение отношения значений ударной вязкости стандартных образцов Менаже и Шарпи, изготовленных из сварных соединений, выполненных различными малоуглеродистыми и низколегированными проволоками (Св-08А, Св-08Г2С, Св-10Г2 и Св-10ГСМТ) под флюсом АН-43 при сварке рулонной стали 08Г2СФБ, в зависимости от содержания волокна в изломе образцов Шарпи



**Механические свойства металла шва сварных соединений, полученных при сварке под флюсом АН-43 ( $T_{исп} = 20^{\circ}\text{C}$ )**

Сварочные материалы	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
Св-08Г2С	610	487	25,3	67,9
Св-10ГСМТ	574	464	26,6	72,5
Св-10Г2	482	387	28,5	70,8
Св-08А	532	436	22,8	60,9

мых образцов в области с содержанием волокна в изломе образца Шарпи более 60 % достаточно хорошо согласуется с расчетными значениями.

## Выводы

1. Полученные аналитические зависимости позволяют проанализировать изменения удельных работ зарождения и распространения вязкого разрушения в образцах Шарпи и Менаже в зависимости от структурного элемента  $r^*$  и деформационного упрочнения  $n$ .

2. Аналитически подтверждено наличие связи между удельными работами вязкого разрушения образцов Менаже и Шарпи и получена простая инженерная зависимость.

- Гиренко В. С., Дядин В. П. Зависимости между ударной вязкостью и критериями механики разрушения  $\delta_{lc}$ ,  $K_{lc}$  конструкционных сталей и их сварных соединений // Автомат. сварка. — 1985. — № 9. — С. 13–20.
- Гиренко В. С., Дядин В. П. Корреляция характеристик трещиностойкости материалов и сварных соединений с результатами стандартных механических испытаний // Там же. — 1990. — № 6. — С. 1–4.
- Girenko V. S., Dyadin V. P. Relationships between the impact strength and fracture mechanics criteria  $\delta_{lc}$  and  $K_{lc}$  of structural steels and their welded joints // Fracture mechanics: Successes and problems: coll. of abstr. of ICF-8, Kiev, July 8–14, 1993. — Lviv, 1993. — Р. 2. — Р. 564.
- Гиренко В. С. Некоторые подходы к оценке статической трещиностойкости металлических материалов и сварных соединений // Автомат. сварка. — 1995. — № 9. — С. 74–77.
- Сравнение критических температур хрупкости, определенных на образцах с различными концентраторами напряже-

ний / В. Е. Башмаков, М. Н. Георгиев, В. П. Колодюк, Н. Я. Межкова // Завод. лаб. — 1983. — № 9. — С. 77–81.

- Шишкин В. Ю., Макурин В. А., Ефимов П. И. О форме надреза в ударных образцах и значениях ударной вязкости // Там же. — 1987. — № 3. — С. 71–74.
- Баско Е. М. Влияние остроты надреза на ударную вязкость и критические температуры хрупкости строительных сталей // Там же. — 1989. — № 7. — С. 73–77.
- Сафта В., Бернат А., Мойса Т. Связь между характеристиками динамической вязкости разрушения // Там же. — 1981. — № 7. — С. 72–75.
- Дроздовский Б. А., Фридман Я. Б. Влияние трещин на механические свойства конструкционных сталей. — М.: Металлургиздат, 1960. — 324 с.
- Гуляев А. П. Разложение ударной вязкости на ее составляющие по данным испытания образцов с разным надрезом // Завод. лаб. — 1967. — № 4. — С. 473–475.
- Георгиев М. Н., Попова Л. В. Сравнение методов разделения ударной вязкости // Там же. — 1969. — № 5. — С. 605–611.
- Владимирский Т. А. К вопросу о разложении ударной вязкости на ее составляющие // Там же. — 1969. — № 5. — С. 612–615.
- Рахманов А. С., Лившиц Л. С. О роли остроты надреза при испытании на ударную вязкость // Там же. — 1959. — № 12. — С. 1502–1504.
- Шермазан И. В., Зеленова В. Д. Сопоставление различных методов разделения ударной вязкости // Там же. — 1969. — № 5. — С. 611–612.
- Гуляев А. П. Об определении работы распространения трещины // Там же. — 1970. — № 12. — С. 1494–1497.
- Panasyuk V. V., Romanov O. M. Charpy and fracture toughness data: limitations and advantages in evaluation of the embrittlement of metals // ESSIS, Charpy centenary conf., poitiers, Oct. 2–5, 2001, Paris. — Paris, 2001. — Vol. 2. — P. 603–610.
- Гиренко В. С. Расширение областей применения механики разрушения при оценке трещиностойкости элементов сварных конструкций в условиях статического нагружения: Автореф. д-ра техн. наук / АН Украины. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. — Киев, 1997. — 35 с.
- Петтерсон Р. Коэффициенты концентрации напряжений. — М.: Мир, 1977. — 302 с.
- Качанов Л. М. Основы теории пластичности. — М.: Гос. техиздат, 1956. — 324 с.
- Дядин В. П. Разработка метода оценки сопротивления материалов и сварных соединений стабильному росту трещин в условиях статического нагружения: Автореф. дис. ... канд. техн. наук / АН Украины. Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. — Киев, 1998. — 20 с.

Approach to analytical comparison of tough fracture energies of Mesnager and Charpy specimens and their components is considered. Simple relationship allowing the values of impact toughness of the Charpy specimens to be determined from the results of testing the upper shelf of the Mesnager specimens is suggested.

Поступила в редакцию 14.03.2003,  
в окончательном варианте 30.05.2003



# ЛОКАЛЬНАЯ ПОВЕРХНОСТНАЯ ТЕРМООБРАБОТКА ДУГОВЫМ РАЗРЯДОМ КОЛЬЦЕВОЙ ФОРМЫ

Д. М. КАЛЕКО, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Расчетным и экспериментальным путем показана возможность получения магнитоуправляемой дугой термообработанного участка поверхности кольцевой формы с минимальным искажением и повышенной маслосъемкостью. Исследованы характеристики зоны термического влияния под вращающейся дугой и показано, что область двукратного повышения твердости распространяется на глубину до 1,5 мм.

**Ключевые слова:** магнитоуправляемая дуга, поверхностная термообработка, кольцевая форма, упрочненная зона, нагрев вращающейся дугой

Повышение требований к работоспособности деталей, включая высокие износостойкость и усталостную прочность при малых расходах на высококачественные материалы, обусловило появление большого количества способов термообработки, в том числе поверхностной, высококонцентрированными источниками энергии, к которым относятся плазма и электрическая дуга. Исследованиям методов плазменной и дуговой поверхностной обработки посвящено много публикаций. Согласно им практически все детали обрабатываются дугой, сканируемой различными способами (под влиянием продольного магнитного поля, механическими колебаниями сварочной головки и др.). Во многих случаях полосы, получаемые таким образом, перекрываются или граничат между собой, образуя непрерывную термообработанную поверхность. Замечено [1], что наилучший результат при этом достигается поверхностным оплавлением деталей, однако в этом случае невозможно избежать искажения области воздействия.

Исходной предпосылкой для проведения исследований по локальной кольцевой поверхностной термообработке было предположение о том, что при быстром перемещении дуги уменьшится тепловая эрозия поверхности обрабатываемой детали. Кроме того, при кольцевой форме участка повышенной твердости увеличивается маслосъемкость термообработанной поверхности трения, а также возможно появление сжимающих напряжений на обрабатываемой поверхности детали и, как следствие, ее более высокой усталостной прочности [2].

Наиболее эффективно нагрев кольцевой поверхности можно осуществить путем вращения дуги в поперечном магнитном поле между вспомогательным кольцевым электродом и изделием. При этом скорость вращения дуги будет зависеть от напряженности магнитного поля в области горения дуги и тока дуги [3]. Нагрев полубесконечного тела источником тепла, перемещающимся по кольцевой траектории, можно проанализировать, приняв схему перемещающегося точечного источника. Исходное уравнение, имеющее вид

$$T_A = T_0 + \int_0^t \frac{2q}{c\gamma(4\pi at)^{3/2}} \exp[-\bar{R}^2/4at] dt, \quad (1)$$

для точечного неподвижного источника в поставленной задаче преобразуется (рис. 1) в

$$T_A = T_0 + \frac{2q}{c\gamma(4\pi a)^{3/2}} \times \int_0^t \exp\left[-\frac{2rr_A \cos(2\pi nt - \phi_A) + (r^2 + r_A^2 + z^2)}{4at}\right] \frac{dt}{t^{3/2}}, \quad (2)$$

где  $T_A$  и  $T_0$  — текущая и начальная температура в точке  $A$ ;  $q$  — мощность теплового источника;  $c$ ,  $a$ ,  $\gamma$  — соответственно теплоемкость, температуропроводность и плотность материала нагреваемого тела;  $n$  — количество оборотов дуги,  $s$  (скорость вращения дуги);  $t$  — текущее время; остальные обозначения понятны из рис. 1.

Поскольку уравнение (2) инвариантно по отношению к оси  $Z$ , азимут  $\phi_A$  старта дуги можно принять равным нулю. Уравнение (2) решали методом Симпсона. Исходя из того, что подынтегральная функция периодическая, для получения точных значений необходимо, чтобы количество интервалов интегрирования  $m >> 2\pi nt$  [4]. Принимая  $n = 100 \text{ с}^{-1}$  и  $t = 2,5 \text{ с}$  (максимальные значения при экспериментальном наблюдении процесса кольцевой термообработки), численное интегрирование проведено для числа разбиений  $m = 12500$ . Расчет проведен для стали 65Г со сле-

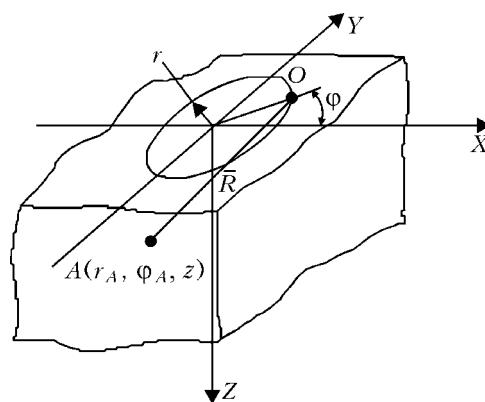


Рис. 1. Схема к расчету нагрева вращающимся точечным источником тепла

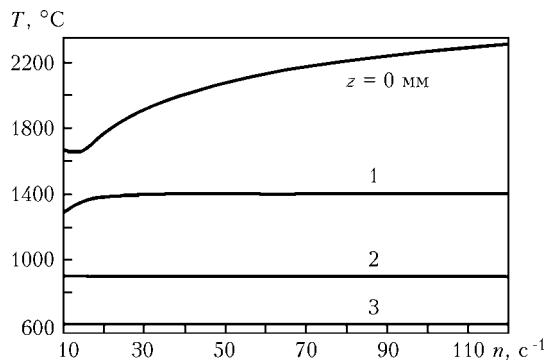


Рис. 2. Зависимость температуры кольца радиусом 0,5 см на разной глубине  $z$  полубесконечного тела, нагреваемого круговым вращением дуги со скоростью  $n$  в течение 2,5 с

дующими теплофизическими характеристиками:  $c = 700 \text{ Дж}/(\text{кг}\cdot\text{°C})$ ,  $\gamma = 7,85 \text{ г}/\text{см}^3$ ,  $\lambda = 0,325 \text{ Вт}/(\text{см}\cdot\text{°C})$ ,  $a = \lambda/c\gamma = 0,059 \text{ см}^2/\text{с}$ . Радиус кольцевой траектории дуги мощностью 2,4 кВт (максимальной в описанных ниже экспериментах) принимался равным 0,5 см, поскольку в опытах использован трубчатый электрод диаметром 10 мм с толщиной стенки 2 мм. Расчет по уравнению (2) показал слабую ( $< 3\%$ ) зависимость температуры в точке  $A$  (рис. 1) от ее азимута  $\Phi_A$ . Поэтому дальнейшие вычисления проводили при  $\Phi_A = 0$ . Зависимость нагрева под дугой от скорости вращения дуги приведена на рис. 2. Существенная зависимость от скорости вращения дуги наблюдается только на поверхности тела и при скоростях менее  $30 \text{ с}^{-1}$ . При  $n > 50 \text{ с}^{-1}$  для  $z \geq 0,1 \text{ см}$  температура в контрольной точке снижается (в масштабе рис. 2 это снижение незаметно). Поэтому дальнейшие расчеты велись при  $50 \geq n \geq 30 \text{ с}^{-1}$ .

Наиболее важным является распределение температуры по диаметру траектории дуги и по глубине тела. Для указанных выше условий это распределение показано на рис. 3. Его форма сохраняется и при других условиях нагрева вращающейся дугой (рис. 4, а). Чем больше длится процесс, тем выше температура в соответствующих точках нагреваемого тела.

Выравнивание температуры рассчитываем по формуле

$$T = F(t) - F(t - t'), \quad (3)$$

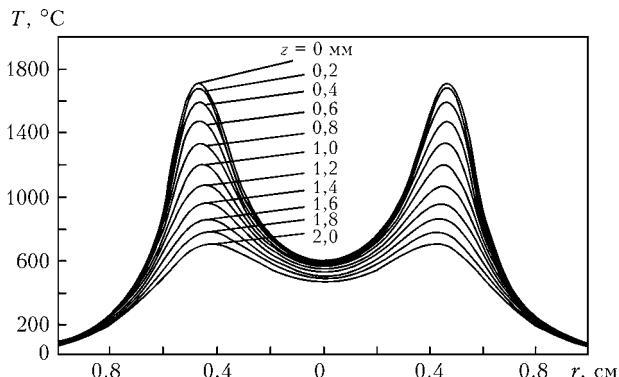


Рис. 3. Распределение температуры по радиусу  $r$  и глубине  $z$  полубесконечного тела при нагреве дугой, вращающейся со скоростью  $30 \text{ с}^{-1}$  в течение 1,4 с

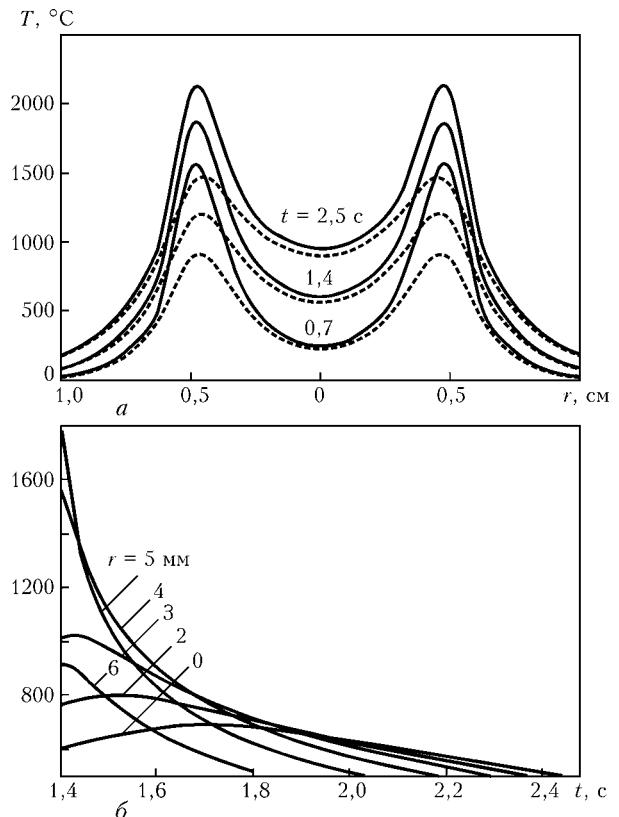


Рис. 4. Распределение температуры на поверхности (сплошная кривая) и на глубине 1 мм (штриховая) полубесконечного тела, нагреваемого дугой, вращающейся со скоростью  $50 \text{ с}^{-1}$  (а) и выравнивание температуры после гашения дуги при  $z = 0 \text{ мм}$ ;  $r = 1,4 \text{ см}$ ;  $n = 50 \text{ с}^{-1}$  (б)

где  $t'$  — продолжительность горения дуги.

Интегрирование уравнения (3) по Симпсону имеет смысл лишь при условии  $\cos(2\pi nt) = \cos(2\pi(t - t'))$ , т. е. при совпадении точек притока и стока тепла. Типичные кривые выравнивания

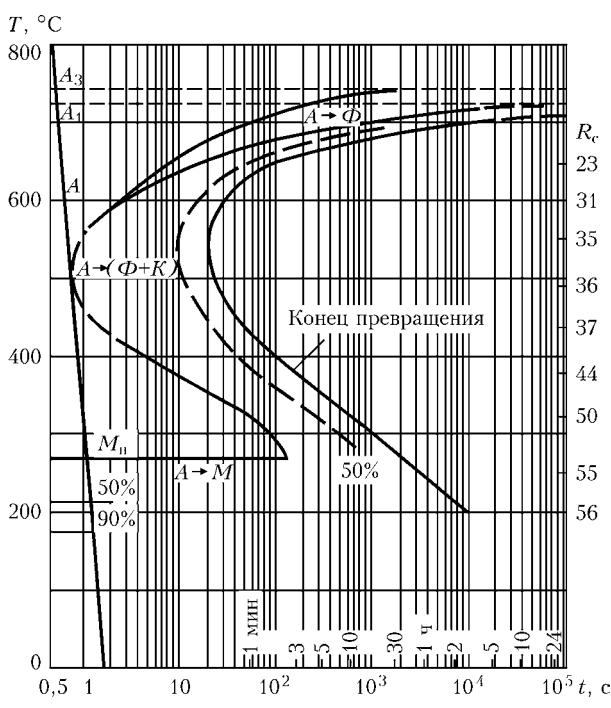


Рис. 5. Изотермическая диаграмма распада переохлажденного austenита в стали 65Г [5]

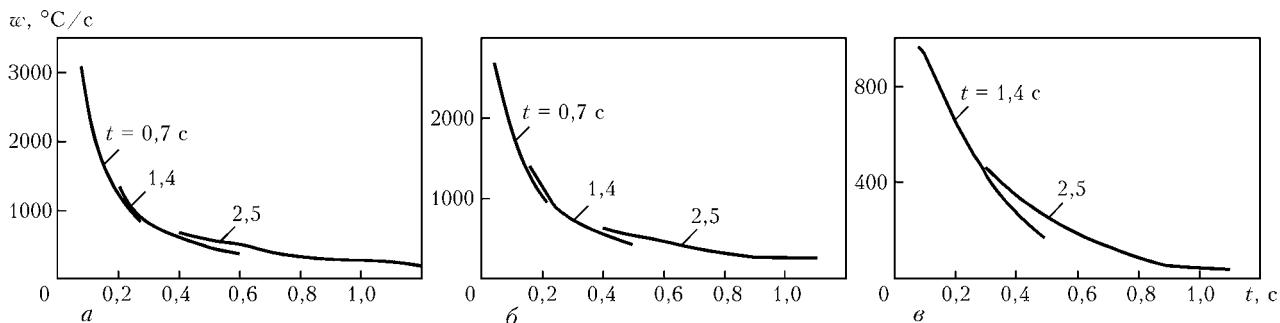


Рис. 6. Скорости охлаждения в интервале 800...500 °C на различной глубине тела после нагрева дугой, врачающейся со скоростью 50 с<sup>-1</sup>: а — z = 0,5; б — 1,0; в — 1,5 мм

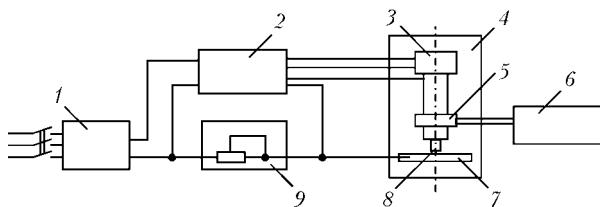


Рис. 7. Схема лабораторной установки (обозначения см. в тексте)

вания температуры на поверхности образца при разном расстоянии  $r$  от центра кольца показаны на рис. 4, б. Поскольку с точки зрения полиморфных превращений представляет интерес форма кривой охлаждения только до точки изгиба С-образной кривой изотермического распада аустенита (для стали 65Г эта точка лежит на изотерме 500 °C (рис. 5)), расчет выравнивания температуры ограничивался этим значением. На графике, представленном на рис. 5, нанесена прямая линия, которая определяет границу скоростей охлаждения, ниже которых происходит распад первичного аустенита. Видно, что предельная скорость охлаждения, определяющая мартенситную структуру закаленного металла, составляет 400 °C / с при температуре охлаждаемой области 500 °C. На рис. 6 показаны кривые скоростей охлаждения в интервале 800...500 °C на разной глубине тела в точках, расположенных на радиусе 5 мм от оси вращения дуги.

Таким образом, расчет показал реальную возможность получения зоны термической обработки кольцевой формы с помощью вращающейся дуги; при этом глубина обработки должна быть достаточной для последующих технологических операций. Однако расчет не учитывает расход энергии на фазовые превращения и зависимость теплофизических характеристик от температуры и фазового состояния. Не принимались во внимание также теплоотвод с поверхности тела и влияние растекания жидкой фазы по поверхности металла. Поэтому теоретические результаты были уточнены экспериментально.

Наиболее часто поперечное магнитное поле используется при сварке труб и создается встречным включением двух симметричных катушек, расположаемых соосно со свариваемыми трубами. При локальной термической обработке стального листа сформировать поперечное магнитное поле таким же образом, как при сварке труб, невозможно из-за сложности юстировки осей соленоидов. Кро-

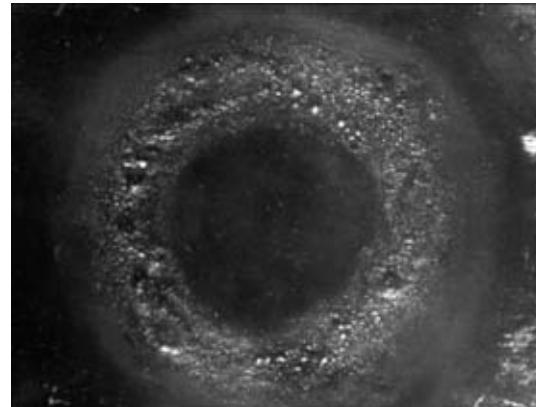


Рис. 8. Форма следа дуги мощностью 2,4 кВт, врачающейся со скоростью 30 с<sup>-1</sup> в течение 2,5 с

ме того, необходимо учитывать экранирующее влияние обрабатываемого изделия и наличие аксиальной составляющей магнитного поля в области горения дуги.

Ранее [6] был проведен большой объем исследований по определению возможности получения достаточного поперечного магнитного поля, необходимого для вращения дуги по торцу полой детали, с использованием только одной катушки, располагаемой вокруг привариваемой трубы. Результаты этих исследований позволили создать установку для исследования локальной поверхностной термообработки дуговым импульсным разрядом кольцевой формы.

Установка, схема которой показана на рис. 7, состоит из источника постоянного тока АИСИ-2000 1, блока управления 2, который формирует и контролирует параметры вспомогательной дуги, включает и выключает ток основной дуги с заданной выдержкой времени термообработки, балластных реостатов 9, регулирующих ток дуги, приспособления для термообработки 4 с кольцевым электродом 8 и электромагнитом привода перемещения электрода 3, соленоида 5 с источником питания 6. В приспособление укладывается термообрабатываемый образец 7.

Источник постоянного тока АИСИ-2000 разработан фирмой АИСИ (Грузия) по техническому заданию ИЭС им. Е. О. Патона и предназначен для дугоконтактной тавровой приварки шпилек током 200...2000 А. Для проведения исследовательской работы по поверхностной термообработке АИСИ-2000 не подвергался какой-либо модернизации. Для управления исследуемым процессом

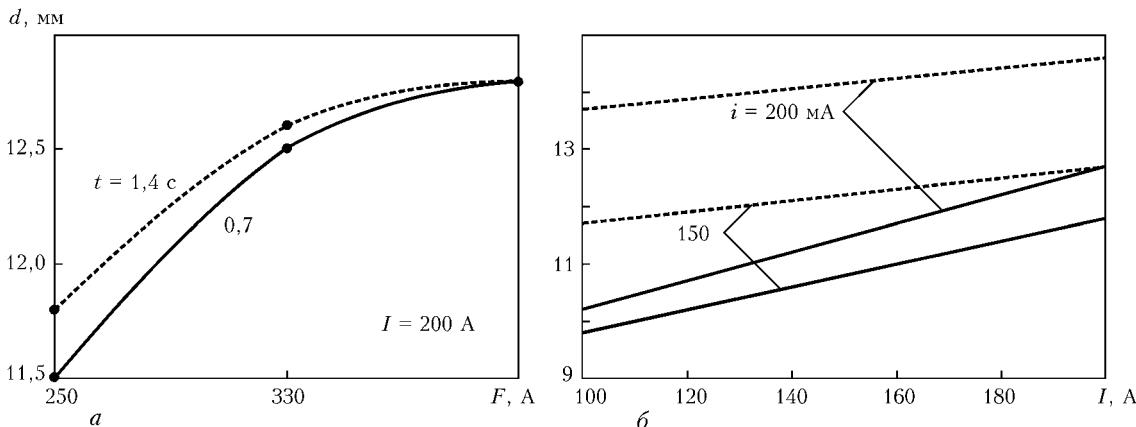


Рис. 9. Зависимость наружного диаметра кольцевого следа дуги от магнитодвижущей силы  $F$  (а) и тока дуги (б) при различных продолжительности горения дуги и токе питания соленоида вращения дуги

использовали блок управления дугоконтактной приваркой шпилек с необходимыми изменениями, связанными, главным образом, с отсутствием стадии погружения шпилек в ванну расплавленного металла на листе. Дуговой разряд осуществлялся между трубчатым электродом диаметром 10 мм с толщиной стенки 2 мм и пластиной из стали 65Г. Соленоид имел 1655 витков. Изменяемыми параметрами режима были время обработки ( $t = 0,7 \dots 2,5$  с), ток обрабатывающей дуги ( $I = 100 \dots 200$  А), ток питания соленоида вращения дуги ( $i = 150 \dots 250$  мА), а также длина дугового промежутка (2...2,5 мм). Указанные пределы изменения параметров режима выбраны в предварительных экспериментах, исходя из необходимого требования равномерного обхода дугой всей окружности электрода. Выход за эти пределы приводил либо к неполному нагреву окружности под электродом (образованию серповидного следа), либо к оплавлению всей поверхности в пределах кольца. Внешний вид следа дуги на пластине изучали при увеличении  $\times 10$  с помощью микроскопа МБС-2. На металлографических шлифах, приготовленных обычным образом, глубину и ширину обработанной зоны измеряли соответственно при увеличениях  $\times 155$  и  $\times 62$ . Микротвердость определяли прибором M400 фирмы «Leco» при нагрузке 50 г.

Условие получения следа дуги в виде замкнутого кольца выполняется не во всем диапазоне изменения указанных выше параметров дуги. Нап-

ример, при увеличении тока до 200 А кольцевое оплавление получено только при длительности воздействия не более 0,7 с. При более продолжительном времени горения дуги оплавлена вся площадь круга.

Регулированием режима можно получить поверхность с минимальными искажениями (рис. 8) и высокой микротвердостью металла ЗТВ.

При увеличении магнитодвижущей силы (рис. 9, а) и тока дуги (рис. 9, б) диаметр следа дуги возрастает. На рис. 9, б показаны две серии, полученные при продолжительности горения дуги 2,5 с (штриховые) и 1,4 с (сплошные кривые). При наименьших токах дуги и управляющего магнитного поля дуга вращается по внутреннему краю трубчатого электрода. При увеличении этих параметров и соответствующем возрастании скорости вращения дуги по торцу электрода нейтральный газ, увлекаемый дугой, смещается к наружному краю трубы центробежной силой. При этом дуга приобретает коническую форму, расширяясь у обрабатываемого листа тем больше, чем выше взаимодействующие ток дуги и управляющее магнитное поле.

Увеличение времени горения дуги также приводит к возрастанию наружного диаметра следа. Но это, по-видимому, связано не с кинематикой, а с энергетикой дуги. Такое же объяснение можно предложить для изменения ширины следа, возрастающей вместе с током дуги и временем ее

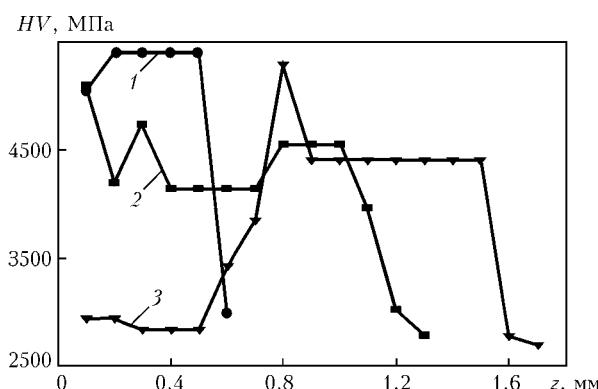


Рис. 10. Распределение микротвердости  $HV$  по глубине  $z$  образца, нагретого при разных режимах обработки: 1 —  $t = 2,5$  с,  $I = 103$  А,  $i = 150$  мА; 2 —  $t = 2,5$  с,  $I = 185$  А,  $i = 150$  мА; 3 —  $t = 2,5$  с,  $I = 196$  А,  $i = 200$  мА

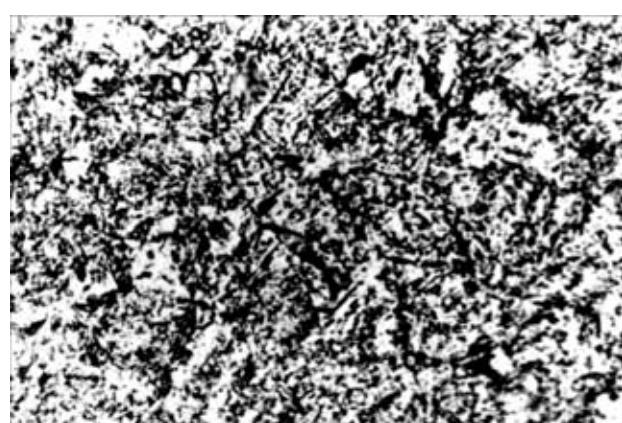


Рис. 11. Микроструктура участка металла ЗТВ после термообработки по режиму 1 (см. рис. 10),  $\times 800$

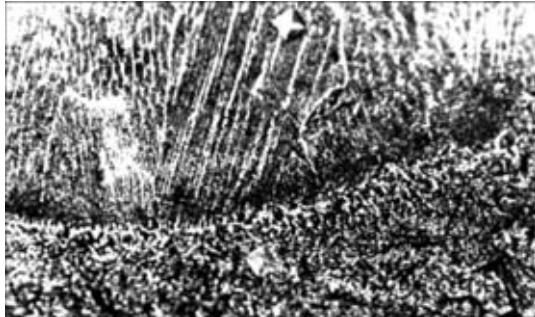


Рис. 12. Микроструктура зоны плавления на поверхности образца, обработанного по режиму 3 (см. рис. 10),  $\times 400$

вращения от 1,7 мм ( $I = 100$  А,  $t = 0,7$  с) до полного заплавления при  $I = 200$  А и  $t \geq 1,4$  с. Увеличение скорости вращения позволяет получить кольцевую форму следа дуги вплоть до  $t = 2,5$  с. При этом повышение тока при максимальной магнитодвижущей силе катушки вызывает сужение следа дуги (вследствие увеличения внутреннего диаметра кольца) из-за возрастания скорости вращения. Удлинение дуги приводит к расширению ее следа.

Несоответствие расчетной температуры в центре окружности следа дуги, которая в процессе выравнивания не превышает 1100 °C, и наличия при определенных условиях заплавления всей площади круга, связано, очевидно, с растеканием металла из областей, нагретых выше температуры плавления ( $0,35$  см  $< r < 0,45$  см), по горячей внутренней области обрабатываемой локальной поверхности.

Характерные кривые изменения микротвердости металла ЗТВ показаны на рис. 10.

В соответствии с теоретическим расчетом при недостаточном нагреве (рис. 10, кривая 1) только на глубине до 0,6 мм (см. рис. 6, а) скорость охлаждения достаточна для образования мелкозернистой мартенситной структуры (рис. 11). Глубже микротвердость снижается до уровня ферритно-перлитной структуры основного металла. При увеличении мощности источника нагрева и скорости вращения дуги (рис. 10, кривая 2) микротвердость металла ЗТВ только вблизи поверхности соответствует мартенситной структуре. Начиная с  $z = 0,2$  мм область термического воздействия имеет структуру верхнего бейнита.

При интенсивном оплавлении поверхности образца закристаллизовавшийся металл литой зоны имеет дендритную структуру (рис. 12) с относи-



Рис. 13. Микроструктура участка металла ЗТВ после термообработки по режиму 3 (см. рис. 10),  $\times 400$

тельно низкой микротвердостью (рис. 10, кривая 3). Из рисунка видно, что высокая твердость отмечена непосредственно под зоной плавления. Охлаждение здесь прошло настолько быстро, что не успела завершиться рекристаллизация, сохранившись текстура прокатки и мелкозернистый мартенсит как результат закалки (рис. 13).

## Выводы

1. Локальная поверхностная термическая обработка вращающейся дугой позволяет получить упрочненную зону кольцевой формы, имеющую минимальное искажение (выпуклость!).

2. Глубина зоны термической обработки с повышенной твердостью, превышающей в 2 раза твердость основного металла, достигает 1,5 мм.

3. Наличие центрального участка незакаленного (мягкого) металла способствует увеличению маслекомкости поверхности, и вследствие этого можно ожидать уменьшения коэффициента трения и износа термообработанной поверхности.

1. Вайнерман А. Е., Колганов Б. Д., Попов В. О. Особенности состояния и перспективы применения материалов с особыми свойствами поверхностных слоев // Вопр. материаловедения. — 1995. — № 1. — С. 116–125.
2. Сафонов А. Н. Остаточные напряжения в поверхностных слоях после лазерной обработки и их влияние на эксплуатационные свойства // Свароч. пр-во. — 1996. — № 8. — С. 7–11.
3. Гаген Ю. Г., Таран В. Д. Сварка магнитоуправляемой дугой. — М.: Машиностроение, 1970. — 160 с.
4. Балалов Н. С. Численные методы. — М.: Наука, 1975. — 632 с.
5. Попов А. А., Попова Л. Е. Справочник термиста. Изотермические и термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита. — М.; Свердловск: Машгиз, 1961. — 431 с.
6. Лебедев В. К., Калеко Д. М., Быховец В. Н. Дугоконтактный способ тавровой приварки деталей трубчатой формы // Автомат. сварка. — 1999. — № 7. — С. 30–36.

Design and experimental procedures were used to demonstrate the possibility of producing by a magnetically-impelled arc a heat-treated section of a circular shape with minimum distortion and higher oil absorption. Characteristics of the HAZ under the magnetically-impelled arc have been studied, and it is shown that the region of a two-times increase of hardness goes down to the depth of 1.5 mm.

Поступила в редакцию 23.09.2003



УДК 621.791:621.311.2

## НОВЫЕ ТЕПЛОУСТОЙЧИВЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ СВАРНЫХ УЗЛОВ ТЕПЛОВЫХ ЭНЕРГОБЛОКОВ (Обзор)

**В. Ю. СКУЛЬСКИЙ, А. К. ЦАРЮК,** кандидаты техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассматриваются новые марки теплоустойчивых конструкционных сталей с повышенным содержанием (9...12 %) хрома для работы изделий при сверхкритических ( $T > 560 \dots 600^\circ\text{C}$ ) и ультрасверхкритических ( $T \sim 620 \dots 630^\circ\text{C}$ ) параметрах пара. Анализируется влияние легирования на фазовый состав, коррозионную стойкость, процессы при старении, длительную прочность и свариваемость сталей.

*Ключевые слова:* теплоустойчивые стали, комплексное легирование, сверхкритические параметры, коррозионная стойкость, структура, старение, дисперсные фазы, длительная прочность, свариваемость

В мировой практике в течение длительного времени для изготовления высокотемпературных узлов энергетических котлоагрегатов применяли хромомолибденовые и хромомолибденонадиевые теплоустойчивые стали типа 12X1MФ, 15X1M1Ф, 2,25Cr1Mo (P22), X20CrMoV121, обеспечивающие получение пара с температурой  $T \leq 540 \dots 560^\circ\text{C}$  и давлением  $P \leq 25 \dots 28 \text{ МПа}$ . Из-за недостаточного уровня длительной прочности таких сталей дальнейшее повышение параметров пара сверх указанных (критических) является недопустимым. Прогресс в области создания новых энергоблоков, работающих на паре со сверхкритическими параметрами (температура до  $600^\circ\text{C}$  и давление до 31 МПа), стал возможным после появления новой комплексно-легированной стали P91 (X10CrMoVNb 91), разработанной на базе стали P9 (9Cr-1Mo). Сталь P91 стала первым материалом нового поколения в группе сталей с 9...12 % Cr.

Цель настоящей работы — обобщение сведений о прогрессивных теплоустойчивых сталях за последние два десятилетия.

Химический состав рассматриваемых материалов, в том числе стали P91 и ее прототипа — стали P9, приведен в таблице. Основными элементами, влияющими на характер фазовых превращений в этих сталях, являются хром, молибден и никель. Сталь исходного состава P9 закаливается с образованием мартенсита и может содержать до 2 % доэвтектоидного феррита между зернами первичного аустенита [6], который отрицательно сказывается на работоспособности в условиях ползучести. При расплавлении и кристаллизации этой стали при сварке возможно образование прослоек остаточного  $\delta$ -феррита также вдоль аустенитной фазы [7].

Дополнительное введение никеля в сталь P91, с одной стороны, способствует более полному высокотемпературному  $\delta \rightarrow \gamma$ -превращению, с другой — сдерживанию равновесного распада аустенита. В результате превращение аустенита в стали P91 заканчивается формированием полностью мартен-

ситной структуры при охлаждении на спокойном воздухе, т. е. при нормализации [8]. Однако в условиях замедленного естественного охлаждения массивных изделий, когда длительность пребывания металла в температурном интервале  $800 \dots 500^\circ\text{C}$  превышает  $30000 \dots 40000$  с ( $\sim 8 \dots 11$  ч), что соответствует толщине трубной стали более 80 мм, возможен частичный равновесный распад аустенита с образованием феррита и карбидов [8]. В этих случаях для исключения выпадения ферритной фазы требуется создание больших скоростей охлаждения.

Для стали P91 рекомендуется следующий режим термической обработки: закалка (нормализация) при  $1040 \dots 1080^\circ\text{C}$  и отпуск при  $730 \dots 780^\circ\text{C}$ . При этих условиях гарантируются такие механические свойства (согласно немецкому стандарту TRD, материал 1.4903, издание 1996 г.):  $\sigma_b = 620 \dots 850 \text{ МПа}$ ,  $\sigma_{0.2} \geq 450 \text{ МПа}$ ,  $\delta \geq 19$  (вдоль проката),  $\delta \geq 17\%$  (поперек проката),  $KCV \geq 85$  (вдоль проката),  $KCV \geq 51.2 \text{ Дж}/\text{см}^2$  (поперек проката). Благодаря такому сочетанию прочности и пластичности сталь обладает достаточной технологичностью при операциях механической обработки, может подвергаться пластической деформации в холодном и горячем ( $T = 750 \dots 1100^\circ\text{C}$ ) состояниях. После высокотемпературной обработки давлением требуется повторное проведение нормализации и отпуска, поскольку в упрочненном закалкой металле с микротвердостью  $HV 4000 \dots 4500 \text{ МПа}$  возможно развитие коррозионного растрескивания под напряжением. Наклеп после холодной деформации снимается дополнительным отпуском.

В отличие от ранее применявшейся мартенситной стали X20, в стали P91 мартенситное превращение происходит при температуре приблизительно на  $100^\circ\text{C}$  выше ( $M_s \approx 400^\circ\text{C}$ ) [8]. Кроме того, сталь P91 имеет меньшее содержание углерода. Оба указанных фактора способствуют снижению степени упрочнения стали P91 при закалке, что обеспечивает ее большую стойкость против образования холодных трещин при сварке. В свою очередь, повышенная склонность к образованию холодных трещин стали X20 с 12 % Cr обуславливает ухудшение ее свариваемости [8, 9].



## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Химический состав некоторых наиболее распространенных и новых сложнолегированных теплоустойчивых сталей [1–5]

Марка стали	Массовая доля элементов, %						
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni
10CrMo910 (T22/P22)	0,05...0,15	<0,5	0,30...0,60	<0,025	<0,025	1,9...2,6	—
X20CrMoV121 (X20)	0,17...0,23	<0,5	<0,1	<0,03	<0,03	10,0...12,5	—
T9/P9	<0,15	<0,1	0,30...0,66	<0,03	<0,03	8,0...10,0	—
X10CrMoVNb910 (T91/P91)	0,08...0,12	0,20...0,50	0,30...0,60	<0,010	<0,020	8,0...9,5	<0,4
X11CrMoWVNb911 (E911)	0,09...0,13	0,10...0,50	0,30...0,60	<0,010	<0,020	8,5...9,5	0,10...0,40
X10CrWMoVNb92 (NF616; T92/P92)	0,07...0,13	<0,5	0,30...0,60	<0,010	<0,020	8,5...9,5	<0,4
HCM12	<0,14	<0,5	0,30...0,70	<0,03	<0,03	11,0...13,0	—
HCM12A (T122/P122)	0,07...0,14	<0,5	<0,7	<0,010	<0,020	10,0...12,5	<0,5
7CrMoVTiB10-10	0,05...0,10	0,15...0,45	0,30...0,70	<0,010	<0,020	2,20...2,60	—
HCM2S (T23)	0,04...0,10	<0,5	0,10...0,60	<0,010	<0,020	1,90...2,60	—

### Продолжение таблицы

Марка стали	Массовая доля элементов, %					
	Mo	V	Nb	W	N	Другие элементы
10CrMo910 (T22/P22)	0,87...1,13	—	—	—	—	—
X20CrMoV121 (X20)	0,80...1,20	0,25...0,35	—	—	—	—
T9/P9	0,9...1,10	—	—	—	—	—
X10CrMoVNb910 (T91/P91)	0,85...1,05	0,18...0,25	0,06...0,10	—	0,03...0,07	<0,04 Al
X11CrMoWVNb911 (E911)	0,90...1,10	0,18...0,25	0,06...0,10	0,90...1,10	0,05...0,09	—
X10CrWMoVNb92 (NF616; T92/P92)	0,3...0,6	0,15...0,25	0,04...0,09	1,50...2,00	0,03...0,07	<0,04 Al 0,001...0,006 В
HCM12	0,80...1,20	0,20...0,30	<0,2	0,8...1,2	—	—
HCM12A (T122/P122)	0,25...0,60	0,15...0,30	0,04...0,10	1,5...2,50	0,09...0,10	<0,04 Al <0,0050 В 0,3...1,7 Cu
7CrMoVTiB10-10	0,90...1,10	0,20...0,30	—	—	<0,012	0,05...0,10 Ti 0,0015...0,0070 В
HCM2S (T23)	0,05...0,30	0,20...0,30	0,02...0,08	1,45...1,75	<0,03	<0,04 Al 0,0005...0,006 В

Одним из факторов, влияющих на развитие повреждаемости высокотемпературных компонентов котлоагрегатов (коллекторов, пароперегревателей, экранных труб) и трубопроводов в процессе работы, является коррозионный износ их внутренних поверхностей под воздействием пара и воды [10–12]. Процесс коррозии металла (без учета особенностей влияния отложения из воды солей и различных сложных соединений и изменений характера кипения воды [12]) включает несколько стадий — образование оксидного слоя (окалины, состоящей из нескольких слоев), разрушение окалины, ее отслоение, последующую коррозию свежей поверхности металла [11]. Твердые частицы окалины и отложений, находящиеся в циркулирующей воде и увлекаемые паровой фазой, вызывают развитие эрозионного износа трубных систем и рабочих поверхностей турбин [10, 11, 13]. Кроме того, шероховатости на поверхности металла в нагруженных узлах являются концентраторами напряжений и приводят к снижению предела усталости [14] (в данном случае — термической усталости в условиях теплосмен) и особому виду усталостного (коррозионно-усталостного [12]) пов-

реждения. В свою очередь, прочность поверхностного окисленного слоя, влияющая на долговечность работы оборудования, зависит от легирования стали и прежде всего — содержания в ней хрома и легирующих добавок [10, 11]. В работе [11] проводится сравнительная оценка коррозионной стойкости сталей типа P91, P91+W, X20 и P22. Как видно из результатов, приведенных на рис. 1, с увеличением длительности испытания интенсивность коррозионного процесса во всех случаях снижается, что, по-видимому, связано со снижением скорости массопереноса окислительного компонента к поверхности металла через барьерный окисленный слой. В рассматриваемых условиях коррозионная стойкость стали с 12 % Cr несколько выше, чем стали с 9 % Cr. Показано, что в этих сталях коррозионный слой вблизи поверхности металла состоит из железохромистых оксидов, наружный — из оксидов железа и магнетита ( $Fe_3O_4$ ). Вблизи границы с окалиной металл обедняется хромом и коррозии подвергаются обедненные хромом участки. В стали P91 коррозионный процесс распространяется равномерно, поверхность раздела между металлом и окалиной остается



относительно гладкой. С повышением температуры глубина коррозионного поражения металла увеличивается. В стали X20 в процессе коррозии образуются локальные углубления на поверхности, размеры которых увеличиваются с ростом температуры. Такая повышенная шероховатость, увеличивая площади контакта, способствует большему сцеплению окалины с металлом. Кроме того, окисленный слой в стали X20 содержит больше хрома и обладает большей прочностью, с ростом температуры переход хрома в этот слой возрастает. Этим объясняется уменьшение массовых потерь с повышением температуры в стали X20 и увеличение этих потерь в стали типа P91 (рис. 1, б). Несмотря на рассмотренные различия, скорости коррозии сталей с содержанием хрома 12 и 9 мас. % считаются близкими и приемлемыми для условий их эксплуатации. Для сталей типа P91 и P91+W расчетное методом экстраполяции уменьшение толщины металла за время  $10^5$  ч при  $600^\circ\text{C}$  только в результате коррозии составляет  $0,2\ldots 0,3$  мм, что должно учитываться при проектировании котельного оборудования [11].

Стойкость модифицированных сталей с 9 % Cr типа P91 против развития высокотемпературной ползучести достигается за счет легирования хромом и молибденом, упрочнения твердого раствора дисперсными фазами и создания высокой плотности дислокаций в результате мартенситного превращения [8, 15, 16]. В данном случае микродисперсное упрочнение при комплексном микролегировании обеспечивается образованием мелкодисперсных нитридов, выделением при отпуске по границам зерен и между мартенситными рейками грубых карбидов  $M_{23}C_6$ , внутриреечных (в местах с повышенной физической дефектностью) мелких карбонитридов V/Nb типа MX. Именно микродисперсное упрочнение (образование тонких частиц типа MX и стабилизация границ зерен карбидами  $M_{23}C_6$ ) является решающим фактором повышения длительной прочности стали с базовым составом 9Cr-1Mo [8].

Основными фазами, влияющими на процесс ползучести в условиях старения при длительной эксплуатации, являются выделения нитридов VN и фаз Лавеса [16]. Мелкие нитридные частицы эффективно упрочняют металл и характеризуются слабой склонностью к коагуляции. Фазы Лавеса оказывают двойственное влияние: на ранней стадии эксплуатации их образование способствует упрочнению твердого раствора, при более длительном цикле старения фазы Лавеса, связывая легирующие элементы (молибден, вольфрам), разупрочняют кристаллическую решетку и, кроме того, склонны к быстрой коагуляции. Поэтому положительное влияние фаз Лавеса проявляется только при достаточно коротких рабочих периодах. Рассмотренный характер изменения дисперсных выделений при длительном старении стали типа P91 послужил основанием для переоценки и снижения предварительно прогнозируемого уровня ее длительной прочности при  $600^\circ\text{C}$  за  $10^5$  ч со 100 до 90 МПа [8].

С целью дальнейшего повышения длительной прочности в новое поколение высокомаргистых

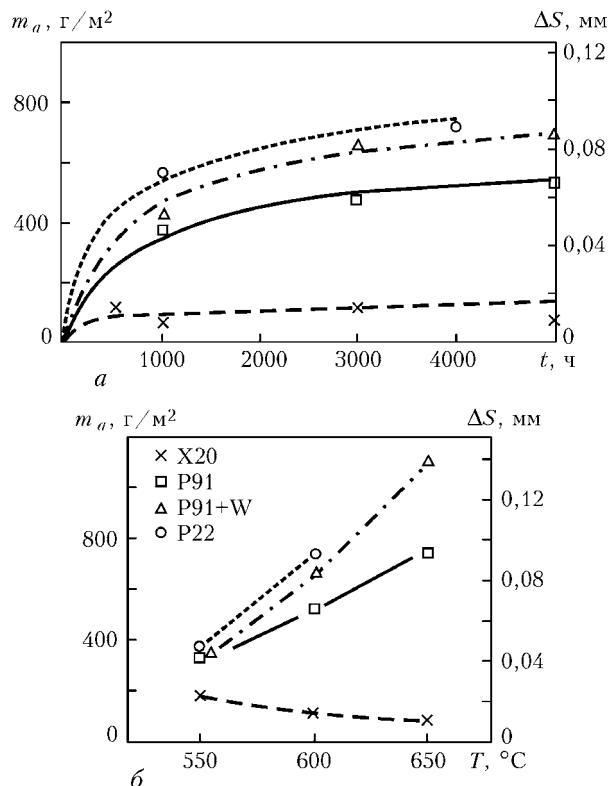


Рис. 1. Влияние длительности испытания  $t$  теплоустойчивых сталей в парофазовой среде на характер изменения массовых потерь  $m_a$  и уменьшения толщины металла  $\Delta S$  при температуре  $600^\circ\text{C}$  [11] (а) и температуры  $T$  на изменение тех же характеристик коррозии за цикл испытания  $t = 4000$  ч (б) [11]

сталей был дополнительно введен вольфрам [1, 3, 4, 16–18]. Положительная роль вольфрама (как и молибдена) связана с упрочнением кристаллической решетки, повышением температуры рекристаллизации и сдерживанием диффузационных процессов, что, в свою очередь, повышает стабильность твердого раствора при повышенных температурах [1, 19]. В работе [3] отмечается, что вольфрам также способствует уменьшению скорости коагуляции карбидов  $M_{23}C_6$ . Обычное содержание вольфрама 0,8…2,6 мас. % [1].

Среди приведенных в таблице новых вольфрам-содержащих материалов наиболее близкой по легированию к стали P91 является сталь E911, разработанная в Европе в рамках выполнения общеевропейской программы COST 501 [3, 4]. В настоящее время трубы из этой стали выпускаются несколькими европейскими производителями — концерном «Mannesmann» (Германия), «Vallourec» (Франция), а также фирмой «Dalmine» (Италия) из слитков, поставляемых «United Engineering Steel» (Великобритания) [1, 4, 18]. Как и сталь P91, сталь E911 относится к материалам мартенситного класса, имеет такие же характеристики термокинетического превращения аустенита и аналогичные выделения упрочняющих фаз при отпуске — межзеренные карбиды  $M_{23}C_6$ , внутризеренные (образующиеся преимущественно на дислокациях внутри субзерен) мелкие карбиды и нитриды ванадия и ниobia типа MX [3, 18]. Область применения этой стали — изготовление свар-



## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

T, °C

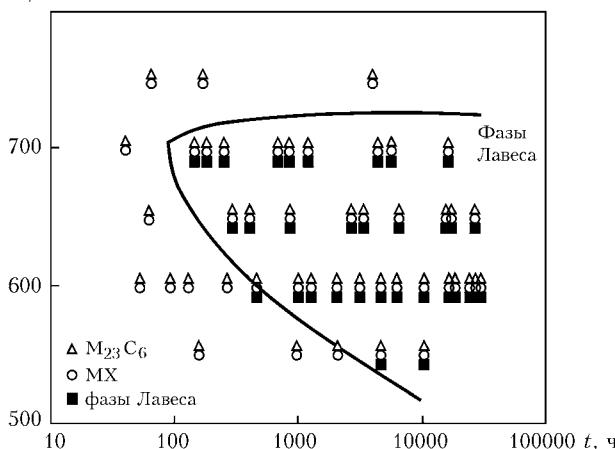


Рис. 2. Влияние условий старения на типы выделяющихся фаз стали NF616 (по опубликованным в [14] данным Mimura H., Ohgami M., Naoi H., Fujita T. Conf. «Materials for advanced power engineering 1994», 3–6 Oct., 1994 / D. Coutsouradis et al. (eds.) – Pt 1. Dordrecht: Kluwer Acad. publ., 1994. – P. 361–372

ных трубных систем сверхкритического пара, фитингов, коллекторов [4].

Металлургической промышленностью Японии освоено производство сталей NF616 (P92), HCM12, HCM12A (T122/P122) [1, 3, 4, 16, 17, 20]. Сталь NF616 выпускается фирмой «Nippon Steel», стали HCM12 и HCM12A «Sumitomo Metal Industries, Ltd.» и «Mitsubishi Heavy Industries» [1, 17, 20].

По структурному признаку сталь NF616 (P92) относится к группе мартенситных материалов с 9 % Cr и отличается от стали E911 меньшим средним содержанием молибдена (NF616 ~0,7 мас. %, E911 ~1 мас. %) и большим содержанием вольфрама (NF616 ~1,7 мас. %, E911 ~1 мас. %), а также дополнительным микролегированием бором. Как и сталь P91, сталь NF616 закаливается с образованием мартенсита в широком диапазоне скоростей охлаждения, точка мартенситного превращения этой стали  $M_s = 410$  °C [17].

Сталь HCM12A является модификацией стали HCM12. Благодаря большему содержанию хрома (до 11...12 мас. %) эти стали имеют двухфазную структуру, состоящую из мартенсита и остаточного  $\delta$ -феррита [1, 20]. Согласно данным работы [1], в стали HCM12 при номинальном составе 0,1C–12Cr–1Mo–1W–VNb возможно присутствие до 30 об. %  $\delta$ -феррита. В свою очередь, в стали HCM12A с несколько измененным соотношением ферритизаторов и аустенитизаторов (0,1C–11Cr–2W–0,4Mo–1Cu–NiVNb) образуется до 5 об. %  $\delta$ -феррита [1, 5]. Благодаря усовершенствованному легированию сталь HCM12A обладает большим уровнем длительной прочности, чем сталь HCM12. Согласно стандарту ASME, уровень допустимых напряжений для стали HCM12A при 550, 600 и 650 °C выше соответственно на 11, 20 и 23 %, чем для стали HCM12 [1]. Превращение аустенита в стали HCM12A происходит без образования равновесных структур, температуры интервала мартенситного превращения составляют: начало превращения  $M_s = 350$  °C, окончание –  $M_f = 170$  °C [1].

Особенностью легированных вольфрамом высокомаргантиновых теплоустойчивых сталей является определяющее влияние фаз Лавеса ( $(Fe,Cr)_2(Mo,W)$ ) на степень снижения их длительной прочности при старении [4, 16, 18]. В данном случае вольфрам способствует, с одной стороны, более быстрому выделению этих фаз и некоторому дополнительному мелкодисперсному упрочнению, с другой – более быстрой их коагуляции, чем это имеет место в стали типа P91. При таком характере старения за быстрым кратковременным упрочнением следует быстрое снижение длительной прочности [16]. На примере стали NF616 показано (рис. 2), что выделение фаз Лавеса при температуре 600 °C происходит спустя 500 ч, при 650 °C – через 200 ч [4]. За цикл 10<sup>5</sup> ч при 600 °C около 70 % вольфрама переходит из твердого раствора в фазы Лавеса. При длительном старении выделение фаз Лавеса приводит к охрупчиванию, вследствие чего в стали E911 содержание вольфрама ограничивается 1 мас. %; в тоже время японские стали содержат до 2 мас. % вольфрама [3].

Австрийскими исследователями при изучении выделений в процессе испытаний на ползучесть сварных соединений стали G-X12, подобной E911, показано, что в таких материалах по истечении 12000 ч старения при температурах 600...650 °C наряду с фазами Лавеса возможно образование новой модифицированной Z-фазы [21]. Последняя характеризуется высоким содержанием хрома, ванадия и азота. Ее выделение сопровождается уменьшением количества карбидов. При более длительном цикле испытаний происходило укрупнение и коагуляция фаз Лавеса и Z-фазы, карбиды хрома и ванадия типов  $M_{23}C_6$  и MX при этом не укрупнялись. Полученные данные позволили предположить, что снижение длительной прочности в легированных вольфрамом сталях при старении более 10<sup>4</sup> ч связано как с образованием фаз Лавеса, так и Z-фазы.

С учетом указанных особенностей длительного старения новых теплоустойчивых сталей и подбора значений критерия Ларсона–Миллера на основании оценки напряжения при разрушении за 3000 ч длительная прочность за цикл 10<sup>5</sup> ч при 600 °C предварительно оценивается следующим образом: сталь E911 – 118, NF616 – 119, HCM12A – 109 МПа [4]. В литературе отмечается, что японскими исследователями для тех же условий были получены более высокие значения длительной прочности для сталей собственного производства (NF616 – 132, HCM 12A – 127 МПа) [4, 16]. Такое преувеличение возможных реальных значений связывают с недостаточно корректной оценкой критерия Ларсона–Миллера и характеристик разрушения за короткий цикл испытаний (например, менее, чем за 100 ч при 700...750 °C), при котором на прочностных свойствах образцов практически не сказались изменения в структуре и легировании твердого раствора, вызываемые образованием фаз Лавеса [4].

Новые вольфрамсодержащие стали E911, NF616, HCM12A имеют больший уровень длитель-



ной прочности, чем сталь Р91. При их применении становится возможным повышение рабочей температуры пара до 620...630 °С и создание новых энергетических котельных установок с ультрасверхкритическими параметрами (USC-параметрами) пара [4, 5].

В современном котельном оборудовании наиболее уязвимыми (критичными) являются: толстостенные компоненты трубопровода основного пара (трубы, фитинги, коллекторы), перегреватели пара; газоплотные панели [4, 5]. Одной из задач, решаемых программой COST 501, был выбор материалов для изготовления указанных узлов с учетом соответствующих условий их работы. Так, основными материалами для изготовления трубопроводов пара с USC-параметрами и их элементов являются стали Е911, NF616 [4, 5]. Для пароперегревателей, температура металла которых превышает температуру труб основного пара примерно на 30 °С, предусматривается применение аустенитных хромоникельмолибденовых материалов типа X3CrNiMoN17-13 [4, 5], а также стали НСМ12А [1].

Создание материала для газоплотных панелей котлоагрегатов нового поколения представляло особую проблему [3, 4]. Газоплотные панели работают при меньшей температуре, чем трубопроводы основного пара, и следовательно, материал для них может иметь более низкие прочностные характеристики. Однако чтобы обеспечить возможность повышения рабочих параметров пара, должны быть соответственно повышенены температура и давление пароводяной смеси в мембранных трубах. Материал для этих условий должен обладать несколько большей длительной прочностью, чем ранее используемые стали, например бейнитная сталь 10CrMo910 [3]. Предполагается, что в новых котельных агрегатах уровень рабочих температур в мембранных секциях будет составлять 500...550 °С [3, 4].

Основной проблемой при изготовлении газоплотных панелей является отсутствие возможности проведения послесварочной термической обработки (отпуска) сварных соединений труба—мембрана [3, 4]. Для обеспечения удовлетворительной вязкости, исключения развития коррозионного растрескивания под напряжением материал для газоплотных панелей должен иметь умеренную склонность к закалке и образованию мартенсита при сварке. Приемлемой можно считать микротвердость металла в ЗТВ в состоянии после сварки  $HV \sim 3500$  МПа [3]. Микротвердость металла ЗТВ чисто мартенситных материалов с 9...12 % Cr в зависимости от количества углерода, составляет  $HV 4500...6500$  МПа, что исключало их использование в указанных условиях. Для газоплотных панелей фирмой «Mannesmann» на базе бейнитной стали 10CrMo910 (Р22) с 2,25 % Cr разработана новая сталь 7CrMoVTiB10-10, которая отличается от исходной пониженным уровнем углерода для уменьшения степени упрочнения при сварке и наличием легирующих микродобавок для обеспечения требуемого уровня длительной прочности [3, 4]. Аналогичная сталь НСМ2S, дополнительно легиро-

ванная вольфрамом, разработана в Японии. По уровню длительной прочности эти материалы находятся между сталью Х20 и Р91. Так, для 600 °С за  $10^5$  ч длительная прочность этих сталей составляет: 7CrMoVTiB10-10 — 64, НСМ2S — 84 МПа [4]. Судя по характеру термокинетического превращения аустенита в стали 7CrMoVTiB10-10, в зависимости от теплового режима сварки и толщины свариваемой стали структура в металле ЗТВ будет состоять из бейнита с различным количеством мартенсита (~70...40 %), чему соответствует изменение микротвердости  $HV 3500...3200$  МПа. При быстром охлаждении тонкого металла возможно образование чисто мартенситной структуры также с невысокой микротвердостью, равной  $\sim HV 3600$  МПа. Такая реакция на термический цикл подтверждает возможность выполнения сварки разработанных микролегированных сталей с 2,25 % Cr без последующего отпуска.

Как следует из представленных данных, все новые сложнолегированные высокохромистые стали характеризуются высокой стабильностью аустенита и легкой закаливаемостью с образованием мартенсита, что обуславливает их склонность к образованию холодных трещин. Фактором, способствующим улучшению свариваемости, является ограничение содержания углерода, при этом компенсация потери прочности достигается путем дополнительного введения легирующих компонентов и термической обработки. Вместе с тем повышение степени легирования также ведет к усилению склонности к трещинообразованию. Так, отмечается, что стали с 12 % Cr типа Х20CrMoV121 обладают несколько худшей свариваемостью, чем стали с 9 % Cr [8, 21]. На практике это проявляется в том, что в отличие от стали Х20 при сварке сталей с 9 % Cr возможны продолжительные перерывы с прекращением выполнения сопутствующего подогрева, а после сварки перед проведением отпуска допускается их охлаждение до комнатной температуры. В свою очередь, ограничение содержания вольфрама в стали Е911 обеспечивает ее преимущество по свариваемости по сравнению со сталью NF616 с большим содержанием вольфрама [3]. Стали Р91 и Е911 по свариваемости равнозначны, о чем косвенно свидетельствует характер изменения твердости в сварных соединениях (рис. 3) [21].

К настоящему времени для изготовления промышленного оборудования из новых высокохромистых теплоустойчивых сталей и их разнородных соединений разработаны технологические процессы ручной дуговой сварки покрытыми электродами, механизированной сварки под флюсом, неплавящимся электродом в защитном газе [8, 15, 21, 22–24]. Для сварки однородных соединений применяются сварочные материалы, обеспечивающие идентичную систему легирования и близкий химический состав металла шва и свариваемой стали [5, 8]. Во избежание образования холодных трещин, снижения уровня внутренних напряжений и придания требуемой структуры и вязкости сварным соединениям сварка новых теплоустойчивых сталей с 9 % Cr производится с обязательным предваритель-

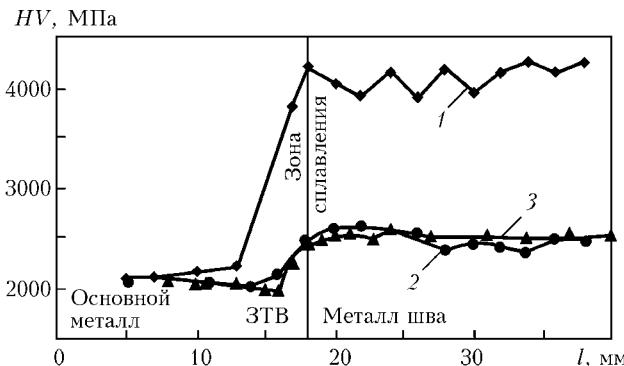


Рис. 3. Распределение значений микротвердости *HV* в поперечном сечении сварных соединений сталей P91 и E911 [21]: 1 — P91, состояние после сварки; 2 — то же состояние после отпуска ( $750^{\circ}\text{C}$ , 2 ч); 3 — E911, состояние после отпуска ( $760^{\circ}\text{C}$ , 2 ч)

ным и сопутствующим подогревом в интервале  $200\ldots300^{\circ}\text{C}$  и последующим высоким отпуском при  $730\ldots780^{\circ}\text{C}$  [3, 10, 25, 26].

В заключение необходимо отметить, что с применением новых теплоустойчивых сталей становится возможным выведение создаваемого теплоэнергетического оборудования и технологии производства электрической энергии на новый качественный уровень. Вместе с тем, в Европе, США, Японии продолжаются исследования в направлении дальнейшего повышения эффективности термодинамических процессов и модернизации оборудования энергоблоков ТЭС и ТЭЦ на основе использования новых конструкционных материалов. Так, программой «Терми», выполняемой странами Евросоюза, предусматривается создание энергоблока с параметрами пара  $T = 700\ldots750^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 37,5$  МПа и расчетным КПД 52...55 %.

1. Zeman M., Brozda J., Pasternak J. Ocena spawalnosci stali HCM12A przeznaczonej na elementy kotlow energetycznych pracujace przy parametrah nadkrytycznych // Przeglad Spawalnictwa. — 1999. — XXI, Nr. 6. — S. 1-7.
2. Haarmann K. New material gades for tubing and piping as replacement of T22 and P22 // Power-Gen'95 — Asia: Mannesmann Workshop (29 Sept., 1995, Singapore). — Mannesmann Rohr, 1995. — 13 p.
3. Current state of development of advanced pipe and tube materials in Germany and Europe for power plant components / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg et al. // VGB Conf. (8-9 Oct., 1996, Cottbus). Lectures. — Mannesmann Rohr, 1996. — 25 p.
4. Assessment of creep rapture strength of new steels for advanced power plant piping and tubing / W. Bendick, K. Haarmann, M. Rigg et al. // 9 Intern. Symp. «Creep Resistant Metallic Materials» (Hradec and Moravici, Czech Rep., 23-26 Sept., 1996). Mannesmann, 1996. — 12 p.
5. Хойзер Г. Присадочные материалы для сварки в энергетическом машиностроении // Автомат. сварка. — 1997. — № 9. — С. 40-44, 47.

New grades of heat-resistant structural steels with an increased content of chromium (9...12 %), which are intended for manufacture of parts operating at super-critical ( $T > 560\ldots600^{\circ}\text{C}$ ) and ultra-super-critical ( $T \sim 620\ldots630^{\circ}\text{C}$ ) parameters of vapour, are considered. The effect of alloying on phase composition, corrosion resistance, ageing processes, long-time strength and weldability of steels is analysed.

6. Serrated yielding in 9Cr-1Mo ferritic steel / B. K. Choudhary, K. Bhanu Sankara Rao, S. L. Mannan et al. // Mat. Sci. and Tech. — 1999. — 15, № 7. — P. 791-797.
7. Comparison of creep behaviour of 2,25Cr-1Mo/9Cr-1Mo dissimilar weld joint with its base and weld metals / K. Laha, S. Latha, K. Bhanu et al. // Ibid. — 2001. — 17, № 10. — P. 1265-1272.
8. Zschau M., Niederhoff K. Construction of piping systems in the new steel P91 including hot induction bends // VGB Kraftwerkstechnik. — 1994. — 74, № 2. — P. 142-149.
9. Schubert J., Ulrichs K., Scholler H. Weldability of heterogeneous joints between the cast steel GX12CrMoVWNb10-11 and low alloyed steels // Schweissen & Schneiden. — 1997. — № 9. — S. 688-690.
10. Irving B. A promising chrome-moly steel returns to american shores // Welding J. — 1991. — 70, № 12. — P. 35-40.
11. Hochtemperaturkorrosionsbestandigkeit des Warmfesten Stahles X10 CrMoVNb 9 1 (P91/T91) im Vergleich zu Höher- und Niedriglegierten Warmfesten Ferritischen Chromstählen in Wasserdampf // K. Haarmann, W. Schwenk, J. Venkateswarlu, M. Zschau // VGB Kraftwerkstechnik. — 1993. — 73, № 9. — S. 837-840.
12. Вайнман А. Б., Мелехов Р. К., Смиян О. Д. Водородное окрупчивание элементов котлов высокого давления. — Киев: Наук. думка, 1990. — 272 с.
13. Эрозия нержавеющей стали и Cr-Mo стали в подвижной жидкостной среде / S. Keiji, K. Ichiro, S. Muncharu et al. // J. Iron and Steel Inst. Jap. — 1988. — 84, № 12. — P. 881-887.
14. Нуриахметов В. Д. Влияние усталости на эксплуатационную надежность труб // Новости черн. металлургии за рубежом. — 2001. № 3. — С. 88-90. — Реф. ст.: Ниноми М. Усталость // Bulletin of the Iron and Steel Inst. Jap. — 2000. — 5, № 20. — P. 16-22.
15. The success of new material // Mannesmann Rohr. Reprint from «Report». — Issue S28/29. — 5 p.
16. Koukal J., Schwarz D. Welding of steels for power engineering // Zvaranie. — 1998. — № 6. — P. 2-5.
17. Development of 9CrW tube, pipe and forging for ultra supercritical power plant boilers / M. Ohgami, H. Mimura, N. Naoi et al. // Nippon Steel Tech. Rep. — 1997. — № 72, January. — P. 59-64.
18. Владимиров В. Б. Свойства и структура модифицированной стали с 9 % хрома // Новости черн. металлургии за рубежом. — 2001. — № 3. — С. 103-105. — Реф. ст.: Gianferncesco A., Matera S., Tassa O. Properties and microstructure of modified 9 % Cr steels // Le Rev. De Metal. — CIT. — 2001. — № 1. — С. 117-123.
19. Лапская К. А. Высокохромистые жаропрочные стали. — М.: Металлургия, 1976. — 216 с.
20. Информационный сайт TWI // power@twi.co.uk.
21. Серыш Г., Литовски Э. Структура и свойства сварных соединений стали E911 // Автомат. сварка. — 2000. — № 9/10. — С. 117-121.
22. Rosenbrock L. A. Critical overview of the welding of P91 material // Austral. Welding. J. — 2001. — 46, Sec. Quart. — P. 5-8.
23. Земзин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — М.: Машиностроение, 1966. — 232 с.
24. Гомальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техника, 1981. — 184 с.
25. Welding on new types of steel for power plant construction / W. Adam, W. Mischock, G. Wellnitz et al. // Welding and Cutting: Welding conf. in Bremen (28-30 Sept., 1994). — Böhler Welding, Special Edition, 1994. — 11 p.
26. Bergquist E.-L. Consumables and welding modified 9Cr-1Mo steel // Svetsaren. — 1999. — 54, № 1-2. — P. 22-25.

Поступила в редакцию 22.07.2003

## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА ПАКЕТОВ ТУРБИННЫХ ЛОПАТОК ИЗ СТАЛЕЙ 08Х16Н13М2Б И 18Х11МНФБШ

Чл.-кор. НАН Украины **М. Л. ЖАДКЕВИЧ, А. А. БОНДАРЕВ**, д-р техн. наук, **О. Н. КОРСУН, С. В. НАЗАРЕНКО, М. А. ПОЛИЩУК**, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**А. Ф. МИНЕЦ, В. И. НОВИКОВ, С. И. ДИДЕНКО, В. А. ОЛЕКСЕНКО, М. В. БЕСКОРСКИЙ**, инженеры (ОАО «Полтавский турбомеханический завод»)

Приведены данные о свариваемости электронным лучом высокочромистой и аустенитной сталей, применяемых при изготовлении турбинных лопаток. Описаны технология и техника сварки пакетов турбинных лопаток. Даны режимы термической обработки лопаток после сварки и свойства соединений.

*Ключевые слова:* высокочромистые стали, электронно-лучевая сварка, турбинные лопатки, термическая обработка, свойства соединений

Ранее установлено [1], что особенностью электронно-лучевой сварки (ЭЛС) пакетов турбинных лопаток из высокочромистых сталей является их склонность к замедленному разрушению. Теми же авторами установлено, что для предотвращения этого явления сварку необходимо выполнять в диапазоне скоростей  $1,7 \text{ мм/с} \leq v_{\text{св}} \geq 2,8 \text{ мм/с}$ . Это условие применимо в том случае, когда стали сваривают в термически упрочненном состоянии. Поэтому свариваемость высокочромистых сталей в основном обусловлена кинетикой превращения аустенита, которая и определяет характер структуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ). При этом причинами образования трещин, встречающихся в соединениях при ЭЛС, являются как структурные изменения и возникающие напряжения, вызванные термическим циклом, так и качество основного металла, содержащего растворенный водород, кислород и примесные элементы, влияющие на ликвационные процессы. Этими же факторами обусловлено появление

в зоне соединений пакетов лопаток дефектов других видов.

С целью предотвращения образования подобных дефектов и обеспечения высокого качества соединений в работе сваривали пакеты лопаток, полученных из сталей электрошлакового переплава, состав которых приведен в табл. 1.

С целью упреждения многих трудностей, вызванных реакцией этих сталей на термический цикл сварки, термическую обработку уже сваренных пакетов лопаток выполняли после их сварки. В табл. 2 приведены режимы термической обработки каждой из марок сталей.

После механической обработки перед сваркой лопаток в пакеты их тщательно обезжиривали органическими растворителями. Сборку пакетов осуществляли с использованием вводно-выводных планок, которые закрепляли на прихватках аргонодуговой сваркой.

Таблица 1. Химический состав высоколегированных хромистых сталей, %

Марка стали	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb	V
18Х11МНФБШ	0,23	0,45	0,75	11,3	0,93	0,95	0,354	0,38
08Х16Н13М2Б	0,08	0,40	0,58	16,5	13,7	2,50	0,980	—

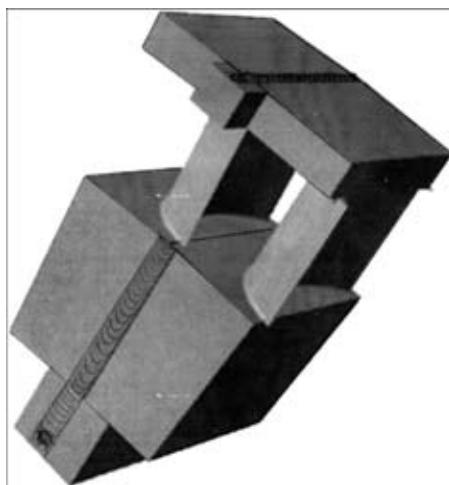


Рис. 1. Макет пакета из двух лопаток (у стыковых соединений расположены вводно-выводные планки)

Таблица 2. Режимы термической обработки пакетов турбинных лопаток

№ п/п	Операция	Температура, °C	Время выдержки, ч
Сталь 08Х16Н13М2Б			
1	Ступенчатый нагрев	До 200	2
2	Подъем температуры	До 350	1,5
3	Отжиг	720	3
4	Охлаждение на воздухе	С 200	
Сталь 18Х11МНФБШ			
1	Ступенчатый нагрев	До 200	2
2	Подъем температуры	До 400	2
3	Подъем температуры	До 600	3
4	Отпуск	720	3
5	Охлаждение на воздухе	С 200	



## ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Таблица 3. Режимы сварки пакетов лопаток из высоколегированных хромистых сталей

Марка стали	Толщина кромок, мм	Параметры режима				
		$U_{\text{уск}}$ , кВ	$I_{\text{п}}$ , мА	$I_{\phi}$ , мА	$v_{\text{св}}$ , м/ч	$f_{\text{ск}}$ , Гц*
18Х11МНФБШ	13	30	115...120	58,0	20	125
	60	30	360...370	56,5	10	100
08Х16Н13М2Б	13	30	120...125	57,5	20	125
	60	30	370...380	57,0	10	100

\* Дискретное сканирование осуществляли по круговой траектории с амплитудой 1,2 мм.

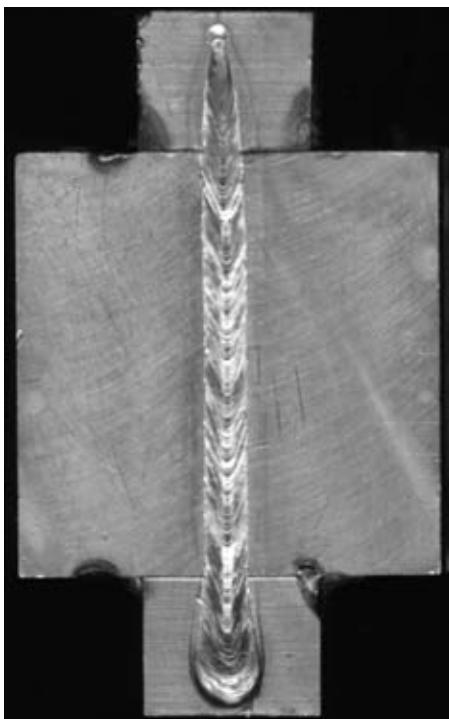


Рис. 2. Внешний вид стыкового соединения со стороны бандажа

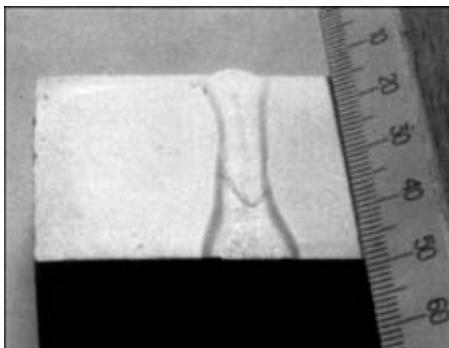


Рис. 3. Макрошлиф двухстороннего шва при сварке пакета из двух лопаток со стороны их хвостовой части

Вводно-выводные планки изготавливали из той же марки стали, что и пакеты лопаток. Ширина планок была несколько больше ширины ЗТВ, установленной в процессе оптимизации параметров сварки. Размер планок вдоль стыков (рис. 1) был выбран из условия достаточности для выхода на режим сварки и последующего в конце сварки вывода пучка по мощности до нуля.

Параметры процесса сварки лопаток как со стороны бандажа, так и хвостовой части приведены в табл. 3.

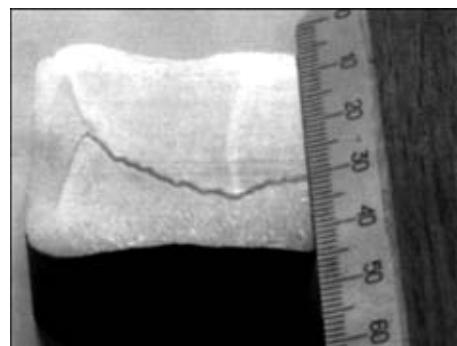


Рис. 4. Макрошлиф двухстороннего шва (вырез выполнен вдоль его оси)

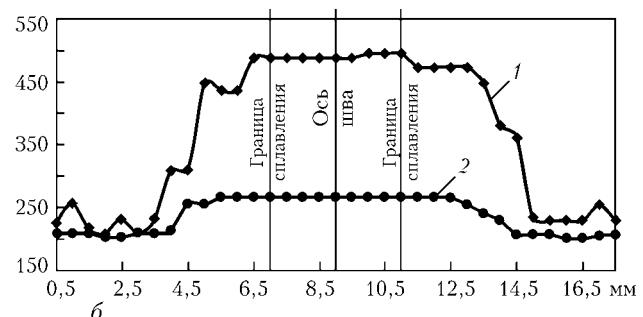
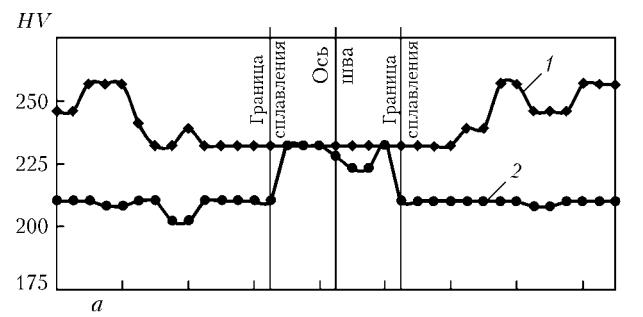


Рис. 5. Характер распределения твердости в соединении стали 18Х11МНФБШ (а) и 08Х16Н13М2Б (б) после ЭЛС (1) и последующей термической обработки (2)

Согласно ранее установленным рекомендациям и с целью обеспечения более высокой производительности при реализации «групповой» технологии скорость сварки во всех случаях превышала 3 мм/с, с учетом ограниченного объема вакуумной камеры за одну загрузку (в сборочном приспособлении) сваривали от 6 до 8 пакетов лопаток. Сварку осуществляли на установке У-212 от источника питания У-250А. Ввиду небольшой массы собранных пакетов, а также с учетом выполнения термической обработки их после сварки, предварительный подогрев перед сваркой не применяли. На рис. 2



показано формирование шва со стороны бандажа, а на рис. 3 — макрошлиф поперечного сечения свариваемых швов со стороны хвостовой части лопаток. На рисунке видно гарантированное перекрытие зоны проплавления при наложении двухстороннего шва.

Одним из наиболее опасных участков при не-полном проплавлении стыка в хвостовой части пакетов лопаток была зона вывода электронного пучка на полную мощность, начиная с момента включения перемещения сварочного манипулятора и выхода на заданную скорость.

Для предотвращения образования корневых дефектов сварку осуществляли дискретно-сканирующим пучком с программированием плотности мощности в пятне нагрева [2]. Амплитуда круговой развертки при частоте 100...125 Гц составляла 1,2 мм. На макрошлифе, приведенном на рис. 4, видно плавное нарастание глубины проплавления в каждом шве при полном отсутствии корневых дефектов. Наиболее характерным признаком предупреждения появления корневых дефектов является формирование корня шва оплавленной зоны с закруглением радиуса более 1 мм (см. рис. 3).

При исследовании распределения твердости (рис. 5) в соединениях на поперечных макрошлифах после сварки в ЗТВ видны участки частичной закалки небольшой протяженности.

Последующая термическая обработка (см. табл. 2) приводит практически к полному выравниванию твердости как металла шва, так и ЗТВ к твердости основного металла. Других дефектов в виде микротрещин, рыхлот, корневых дефектов как при ультразвуковом контроле, так и при металлографических исследованиях, в швах не было обнаружено.

Таким образом, предложенная технология и параметры процесса сварки пакетов турбинных лопаток, изготовленных из высокочромистых сталей, позволили обеспечить высокое качество и надежность изделий, не прибегая к использованию средств и приемов их ремонта.

1. Электронно-лучевая сварка / О. К. Назаренко, А. А. Кайдалов и др. — Киев: Наук. думка, 1987. — 256 с.
2. Бондарев А. А., Скрябинский В. В. Сварка алюминиевых сплавов с программированием распределения плотности мощности электронного пучка по пятну нагрева // Автоматическое управление технологическим процессом электронолучевой сварки. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1987. — 130 с.

Data are given on weldability in electron beam welding of high-chromium and austenitic steels, applied in manufacture of turbine blades. Technology and technique of welding turbine blade packs are described. Modes of heat treatment of blades after welding and joint properties are given.

Поступила в редакцию 08.01.2004

## НОВОСТИ НКМЗ

### **Новокраматорский машиностроительный завод выиграл тендер на поставку шахтам Печорского угольного бассейна десяти комбайнов**

Обойдя в острой конкурентной борьбе семь зарубежных фирм, Новокраматорский машиностроительный завод завоевал право на изготовление и поставку шахтам Печорского угольного бассейна сразу десяти проходческих комбайнов П110 и П220 (5+5).

Основанием для выигрыша в тендере стали технико-экономические и ценовые показатели П110 и П220. Достаточно сказать, что по компоновочным решениям проходческая техника Новокраматорского машиностроительного завода, как утверждают специалисты, превосходит отдельные современные образцы австрийской, немецкой и английской. По сравнению же с эксплуатирующими ныне российскими комбайнами среднемесячные темпы проходки, например, П110 — в несколько раз выше.

Надежно обосновались в угольной отрасли и более мощные комбайны П220. Одно из важных их отличительных качеств — способность проходить выработки большей протяженности и сечения по крепким породам. Они уверенно работают как в Украине, так и за рубежом, в том числе и в России. Принимая во внимание просьбу российских угледобывчиков провести техническое перевооружение шахт «Воркутуголь» и «Интауголь» в предельно сжатые сроки, новокраматорцы начнут отгрузку первых комбайнов уже в марте.



# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ И ПАЙКИ ПРИ РЕМОНТЕ ЛИТЫХ ЛОПАТОК ИЗ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

**М. С. САМОХИН**, инж., **Г. Ф. МЯЛЬНИЦА**, канд. техн. наук, **В. А. КРЕЩЕНКО**, инж.,  
**С. М. САМОХИН**, канд. техн. наук (ГП НПКГ «Заря»-«Машпроект», г. Николаев),  
**Ю. Г. ДОБКИНА**, инж. (Физико-технолог. ин-т металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев)

Рассмотрена структура литых лопаток в исходном и термообработанном состоянии. Аустенизация до сварки обеспечивает жаропрочность (900 °C) сварных соединений на уровне основного металла. Даны экспериментальная оценка структуры восстановленных наплавкой и пайкой ремонтных участков лопаток газотурбинных двигателей.

**Ключевые слова:** аргонодуговая сварка, дуговая пайка, никелевые сплавы, сварные соединения, присадочные материалы, эвтектическая фаза, термическая обработка, жаропрочность, микроструктура, ремонт лопаток

Наиболее ответственными деталями газотурбинных двигателей (ГТД) являются рабочие и сопловые лопатки из жаропрочных никелевых сплавов. При этом высокая стоимость конструкционных материалов, сложность и энергоемкость производства лопаток обусловливают необходимость развития ремонтных технологий [1]. Актуален ремонт как литьевого брака лопаток, так и лопаток, прошедших наработку определенного ресурса.

Анализ информации показывает, что в основе большинства современных технологий ремонта литых деталей соплового аппарата ГТД используется способ вакуумной диффузионной пайки порошковыми композиционными припоями, нередко в сочетании с переплавом металла ремонтной заделки электронным лучом или дугой с полым катодом [2–5]. Такой подход продиктован отчасти сложностью технологической реализации многих рекомендаций [6, 7] по предупреждению трещинообразования

в жаропрочных никелевых сплавах под воздействием электродугового нагрева, касающихся предварительного или сопутствующего подогрева или длительного многоступенчатого переставивания.

Тем не менее, в условиях газотурбинного производства проще выполнять ремонт лопаток, используя доступные, технологически распространенные и хорошо освоенные способы, к которым относится аргонодуговая сварка с локальной или общей защитой детали [8–10]. В этом случае технологический процесс сварки характеризуется использованием простого стандартного оборудования, возможностью визуального контроля, пригодностью при производстве широкой номенклатуры узлов и деталей.

Эффективно снижают вероятность появления трещин и способствуют получению качественных соединений при сварке жаропрочных никелевых сплавов такие известные технологические приемы, как термическая обработка основного металла перед сваркой, использование специального состава присадочной проволоки и минимальной погонной энергии дуги [6, 7].

**Таблица 1. Химический состав литьевых никелевых сплавов**

Марка сплава	Массовая доля основных элементов, %					
	Cr	W	Mo	Co	Ti	Al
ЭК9-ВИ	19,0...20,0	2,5...4,0	3,0...4,0	4,0...6,0	2,0...3,0	3,0...4,0
ЧС104У-ВИ	20,0...21,8	3,0...4,0	0,3...0,9	10,3...12,0	3,1...3,9	2,1...2,9
IN738LC	16,0	2,6	1,75	8,5	3,4	3,4

**Продолжение табл. 1**

Марка сплава	Массовая доля основных элементов, %					
	Nb	Ta	Zr	Hf	C	B
ЭК9-ВИ	1,4...2,0	—	—	—	0,10...0,15	0,12
ЧС104У-ВИ	0,15...0,35	—	0,03...0,05	—	0,07...0,14	0,015
IN738LC	2,0	1,2	0,1	—	0,17	0,17

П р и м е ч а н и е . Здесь и в табл. 2 во всех сплавах никель — основа.

Применительно к аргонодуговой сварке сложнолегированных высокомарганцевистых жаропрочных сплавов, марочный состав которых приведен в табл. 1, данные технологические приемы изучены недостаточно, а практические рекомендации в технической литературе не приводятся. С целью расширения номенклатуры изделий, ремонтируемых аргонодуговой сваркой, и отработки ремонтной технологии в настоящей работе исследовано влияние состава присадочных материалов и режимов термообработки основного материала до и после ручной аргонодуговой сварки на токах 80...100 А на жаропрочность стыковых сварных соединений литых пластин толщиной 4...5 мм из сплавов ЭК9-ВИ и ЧС104У-ВИ.

Для назначения режимов термообработки сварных соединений важное значение имеет системное изучение закономерностей структурно-фазовых изменений строения сплавов ремонтируемых деталей.

Анализ данных, накопленных ГП НПКГ «Заря»-«Машпроект» по структурно-фазовому строению металла литых лопаток после наработкиресурса, показывает, что наиболее интенсивное разрушение рабочей поверхности и негативные изменения структуры металла происходят в пере лопатки. После эксплуатации при температуре 850...950 °C для лопаток различных ступеней ГТД, изготовленных из высокомарганцевистых литейных сплавов ЭК9-ВИ, ЧС104У-ВИ и ЧС88У-ВИ, наиболее характерно наличие следующих основных типов дефектов:

областей коррозионного повреждения рабочей поверхности и выработка основного металла в наиболее горячих участках разрушения защитного покрытия;

структурных изменений основного металла, выраженных в формировании на границах зерен карбидами  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{Me}_6\text{C}$  и эвтектической  $\gamma$ -фазой сплошных пленок, а в матрице — «сетки» из выделений пластинчатой  $\sigma$ -фазы (рис. 1, а) при увеличении общего количества и ориентированной коагуляции  $\gamma$ -фазы.

При сварке жаропрочных никелевых сплавов возможно зарождение горячих микротрещин на межкристаллитных границах околошовной зоны (ОШЗ) в участках оплавления метастабильных фаз, скопления интерметаллидных соединений неблагоприятной морфологии и микропор [7].

Деградация рабочей поверхности и внутренней структуры металла лопаток при эксплуатации существенно ухудшает их ремонтопригодность при дуговой сварке, поскольку карбидная окантовка границ зерен и пластинчатые выделения  $\sigma$ -фазы способствуют развитию трещин. Негативно сказывается на трещиностойкости при аргонодуговом ремонте поверхностных дефектов лопаток и наличие в металле после литья большого количества ликвационных колоний на основе комплексной эвтектики ( $\gamma + \gamma' + \text{MeC} + \text{Me}_3\text{B}_2$ ) по границам зерен и включений карбидов неблагоприятной формы (рис. 1, б). Очевидно, что для уменьшения концентрации грубых структурных составляющих на границах зерен после литья или наработки экс-

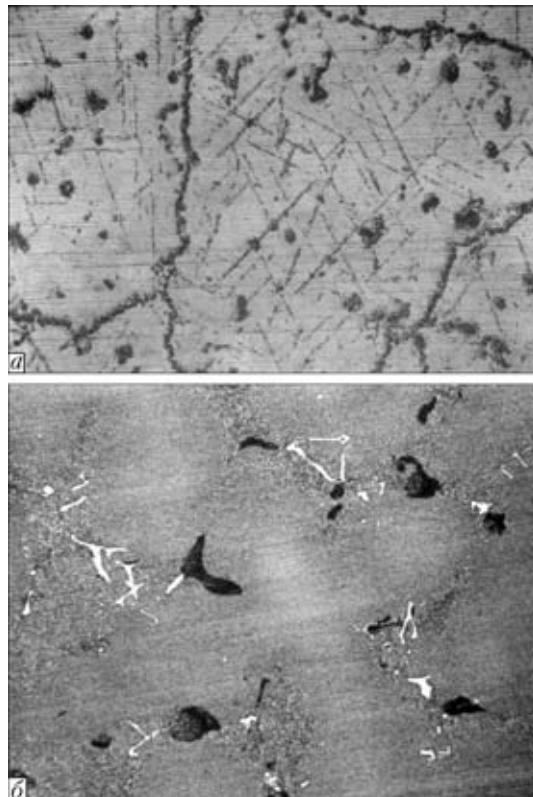


Рис. 1. Микроструктура металла пера рабочей лопатки, выполненной из сплава ЧС88У-ВИ после наработки 21690 ч,  $\times 400$  (а); ЧС88НК после литья (б),  $\times 200$

плуатационного ресурса, а также с целью повышения трещиностойкости металла лопаток перед сваркой необходимо производить его термическую обработку.

В настоящее время нет единого мнения относительно эффективности влияния на свариваемость гомогенизации или перестаривания жаропрочного сплава перед сваркой. Использование той или иной термообработки зависит от того, уменьшается ли вследствие ее применения количество фаз, обеспечивающих релаксационную стойкость сплава или приводящих к появлению трещин и оплавлению границ зерен при сварке.

Экспериментально установлено, что высокотемпературная аустенитизация (гомогенизация) сложнолегированных высокомарганцевистых жаропрочных сплавов ЭК9-ВИ и ЧС104У-ВИ перед ручной аргонодуговой сваркой в сочетании с полным стандартным или частичным ступенчатым старением после сварки, по сравнению с другими исследованными стандартными видами досварочной термообработки, обеспечивает более высокие показатели кратковременной и длительной прочности соединений при температуре 900 °C (рис. 2). В этом случае разрушение сварных образцов при испытаниях практически всегда происходит по шву, что косвенно свидетельствует об отсутствии в металле ОШЗ трещин как после сварки, так и при последующей термообработке.

При других видах термообработки металла перед сваркой жаропрочность соединений ниже, а разрушение сварных образцов происходит преимущественно по ОШЗ. Это обусловлено сущест-

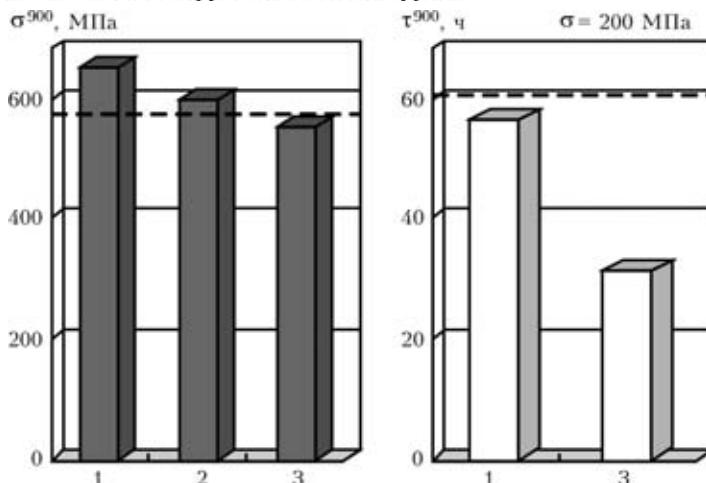


Рис. 2. Жаропрочность сварных соединений сплава ЧС104У-ВИ: 1 – аустенитизация–сварка–закалка+старение; 2 – аустенитизация–закалка+старение–сварка; 3 – аустенитизация–закалка+старение–сварка–закалка+старение; штриховая прямая – параметры для основного металла

венным понижением деформационной способности металла ОШЗ под действием сварочного нагрева в связи с довоидлением тонкодисперсной  $\gamma$ -фазы, огрублением морфологии включений первичной  $\gamma$ -фазы и карбидов, а также возможным выделением топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз по границам и внутри зерен.

Аналогично влияние исследованных видов термообработки на свойства сварных соединений сплавов ЧС88У-ВИ, IN738LC, ЧС70-ВИ и GT2100. При ремонтной сварке дефектов отливок жаропрочных никелевых сплавов обычно используют стандартные сварочные проволоки ЭИ868, ЭП367, ЭП595, ЭП648-ВИ, ЭП533 и др., легированные хромом, молибденом и вольфрамом (табл. 2).

Практическая апробация проволок с высокой концентрацией молибдена типа ЭП595 при аргонодуговой сварке лопаток на малых значениях погонной энергии показала, что большая вязкость расплавленного присадочного металла и плохие смачиваемость поверхности и проплавление кромок основного материала металлом сварочной ванны способствуют появлению рыхлот, пор и несплавлений между слоями шва. Более высокое качество при сварке и наплавке обеспечивается в случае применения высокохромистых проволок ЭП533, ЭП648 и ЭП868.

Оценить ожидаемые прочностные свойства наплавленного металла при аргонодуговой заварке дефектов лопаток стандартными сварочными проволоками сложно, поскольку известны только ме-

ханические свойства проволок в деформированном состоянии. Данные о прочностных свойствах металла таких проволок после дугового переплава и старения отсутствуют.

Определены механические свойства металла, наплавленного этими проволоками. Сравнительные прочностные испытания металла проволок были проведены на образцах из слитков, прошедших старение ( $T = 850^{\circ}\text{C}$ , 16 ч, охлаждение на воздухе) после аргонодугового переплава на водоохлаждаемом медном поддоне. Результаты испытаний, представленные на рис. 3, показывают что при 20 и  $800^{\circ}\text{C}$  наиболее высокая прочность у металла, наплавленного проволокой ЭП533. При этом обнаружена тенденция понижения пластичности наплавленного металла с повышением концентрации хрома в проволоках, что свойственно никелевым сплавам с хромом [11].

Высокая концентрация хрома в проволоках ЭП533, ЭП868 и ЭП648 гарантирует уровень стойкости наплавленного металла против окисления и высокотемпературной коррозии при температуре  $800\ldots 1000^{\circ}\text{C}$  не хуже, чем у сплавов ЭК9-ВИ, ЧС104У-ВИ. Тем не менее, максимальная концентрация  $\gamma$ -фазы в наплавленном металле обычно не превышает половины ее количества в основном металле. При этом, учитывая завышенную суммарную концентрацию хрома, молибдена и вольфрама, металл шва по сравнению с основным металлом будет отличаться более низким темпом выделения  $\gamma$ -фазы и высокой склонностью к выделению ТПУ фаз. Эти факторы затрудняют возможность получения ремонтных участков, равнозначных основному металлу по эксплуатационным характеристикам. Кроме того, поскольку выделение и растворение  $\gamma$ -фазы в никелевых сплавах сопровождается объемными изменениями металла [12], работа лопатки в условиях термоциклирования будет сопровождаться появлением трещин в ремонтном участке [10, 13] после определенной наработки ресурса.

Для предотвращения появления трещин при сварке специалисты рекомендуют в сплавах различных систем легирования повышать концентрации бора, ниobia, циркония или гафния для совершенствования морфологии карбоборидных фаз по границам зерен или формирования в металле шва двухфазной структуры со сложнолегированной эвтектической фазой [6, 14–18]. К тех-

Таблица 2. Химический состав присадочных материалов

Марка стали	Массовая доля основных элементов, %							
	Cr	W	Mo	Ti	Al	Nb	C	B
Св-ХН75МБЮТ (ЭИ602)	19,0…22,0	–	1,8…2,3	0,35…0,75	0,35…0,75	0,9…1,3	0,10	–
Св-ХН60ВТ (ЭИ868)	23,5…26,5	13,0…16,0	–	0,30…0,70	$\leq 0,50$	–	0,01	–
Св-06Х15Н60М15 (ЭП367)	14,0…16,0	–	14,0…16,0	–	–	–	0,08	–
Св-Х11Н60М23 (ЭП595)	9,0…13,0	–	21,5…24,5	–	–	–	$\leq 0,10$	–
Св-Х50ВМТЮБ (ЭП648)	32,0…35,0	4,3…5,3	2,3…3,3	0,50…1,50	0,50…1,10	0,5…1,1	$\leq 0,06$	$\leq 0,008$
Св-08Х20Н57М8В8Т3Р (ЭП533)	19,0…22,0	7,0…9,0	7,0…9,0	2,30…2,90	$\leq 0,40$	–	$\leq 0,10$	$\leq 0,005$

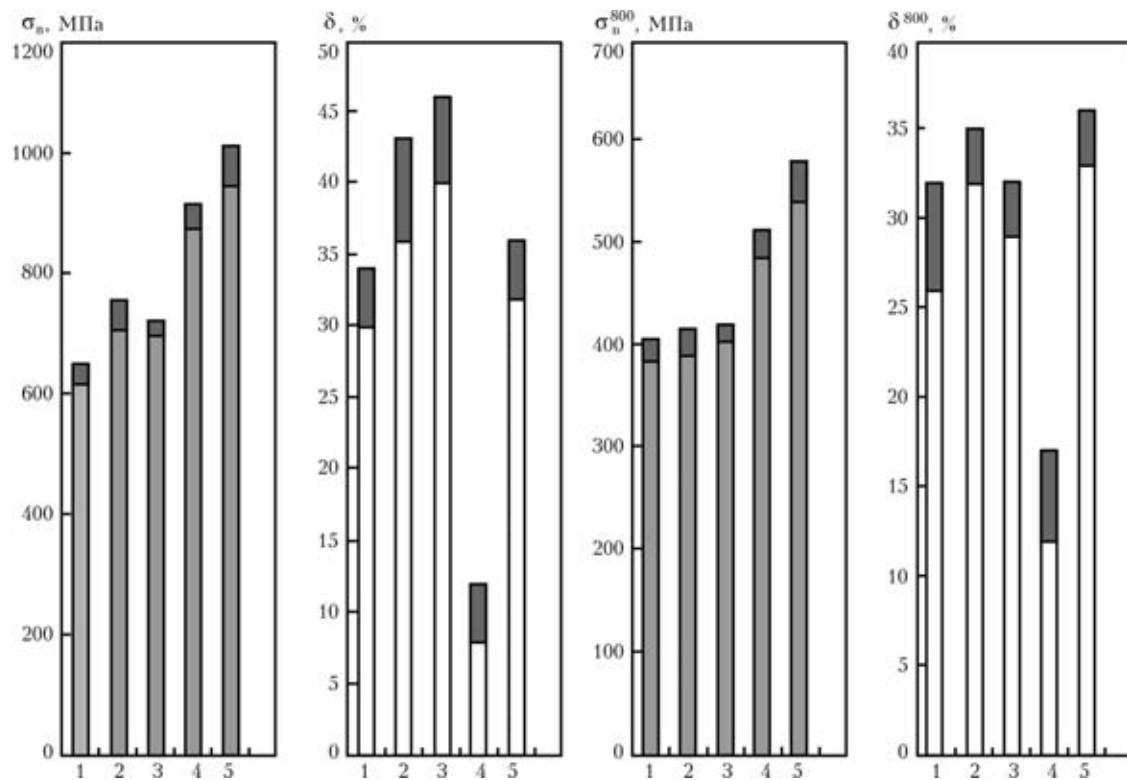


Рис. 3. Механические свойства металла хромоникелевых сварочных проволок после аргонодугового переплава их и старения ( $T = 800^{\circ}\text{C}, 16\text{ ч}$ ): 1 – ЭИ602; 2 – ЭИ868; 3 – ЭП367; 4 – ЭП648; 5 – ЭП533

нологически освоенным относятся как присадочные проволоки, так и конструкционные свариваемые жаропрочные сплавы никеля с бором и ниобием [14–18]. Концентрации этих элементов, обеспечивающие формирование в наплавленном металле эвтектической фазы в количестве, достаточном для предотвращения образования трещин при сварке, составляют 0,35...0,65 % В и 4,0...7,0 % Nb [14, 18]. Но введение более 0,1 % В или свыше 2,0 % Nb отрицательно сказывается на высокотемпературной коррозионной стойкости хромоникелевых сплавов [19–23]. Кроме того, присутствие указанных элементов в сплаве выше предела растворимости приводит к выделению самостоятельных грубодисперсных интерметаллидных фаз, дестабилизирует фазовое равновесие жаропрочных сплавов, ухудшает их жаропрочность и metallургическую совместимость с защитными покрытиями [23, 24].

Идея использовать эвтектику с цирконием для улучшения свариваемости и предотвращения образования горячих трещин при дуговой сварке хромоникелевых сталей и сплавов впервые отмечена в работе [14]. Применительно к сложнолегированным высокохромистым никелевым сплавам типа ЭК9-ВИ, ЧС104У-ВИ изучено микролегирование цирконием и гафнием, однако к настоящему времени систематически не исследовано влияние легирования более ощутимыми концентрациями циркония или гафния на фазовое строение, свойства и свариваемость указанных сплавов.

Практика совместных работ с Украинским государственным морским техническим университетом имени адмирала Макарова (Николаев), ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ и Института металлофизики (ИМФ) им. Г. В. Курдюмова НАНУ

показала возможность и эффективность использования известных цирконийсодержащих сложнолегированных никелевых припоев [25, 26] при аргонодуговом ремонте дефектов литых лопаток. Но при этом не всегда удается обеспечить устойчивость наплавленного металла против образования рыхлот и трещин.

После коррекции технологических режимов наплавки и состава цирконийсодержащего присадочного материала с учетом требований ремонтных технологий, использующих дуговой нагрев, совместно с ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ и ИМФ им. Г. В. Курдюмова НАНУ, разработаны и исследованы новые опытные композиции присадочных материалов с повышенными концентрациями циркония, хрома и других элементов, образующих с никелем эвтектику [27–29]. Это позволило формировать при расплавлении необходимое количество комплексно-легированной эвтектической фазы, характеризующейся значительной способностью к межзеренной миграции и metallургической совместимостью с основным металлом. Сочетание легирующих элементов и их концентрации в новых присадочных материалах выбирали с учетом известных рекомендаций по обеспечению стойкости никелевых сплавов транспортных ГТУ против высокотемпературной солевой коррозии, совместности с защитными покрытиями и жаропрочности [20, 30], а также обеспечения минимального интервала кристаллизации металла наплавки.

Ремонт поверхностных и сквозных дефектов аргонодуговой сваркой с «эвтектическими присадками» выполнен на опытных отливках и серийных лопатках из сплавов ЭК9-ВИ, ЧС104У-ВИ.

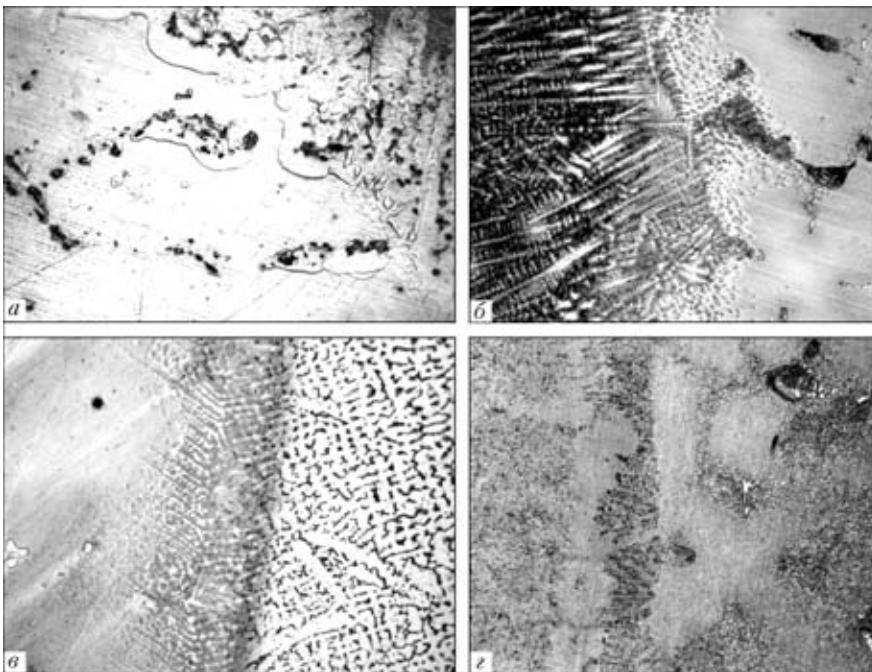


Рис. 4. Микроструктура зоны сплавления участков ремонтной сварки лопаток из сплавов ЧС104У-ВИ (а) и ЧС88НК (б-г): а – проволока Св-08Х20Н57М8В8Т3Р (ЭП533), ×400; б-г – опытные присадочные материалы на основе системы Ni–Cr–Zr, ×200, после дуговой сварки (пайки) (б, в) и при стандартной термообработке после сварки (г)

В отличие от гомогенных сварочных проволок, при сварке которыми формируются ровная граница сплавления с локальным подплавлением границ зерен основного металла (рис. 4, а), при наплавке присадками с цирконийсодержащей эвтектической фазой формируется граница раздела со множественными «проходами» по границам зерен ОШЗ (рис. 4, б, в), заполненными жидким металлом. Под воздействием жидкой фазы «облагораживаются» границы зерен основного металла, обнаружено дробление и растворение эвтектикой крупных включений карбидов, колоний эвтектической  $\gamma$ -фазы и других интерметаллидов на глубину 10...40 мкм. Эти факторы способствуют повышению однородности, высокотемпературной пластичности и устойчивости металла ОШЗ жаропрочных сплавов против образования трещин при сварке.

Опытные комплексно-легированные высокохромистые присадочные материалы на основе базовой системы Ni–Cr–Zr при аргонодуговой пайке обеспечивают качественное формирование ремонтных участков лопаток независимо от вида досварочной термообработки, в том числе и при наплавке без подогрева.

Экспериментально установлено, что, несмотря на присутствие в межкристаллитных участках наплавленного металла эвтектической фазы с температурой плавления 1090...1155 °С, гомогенизация изделий после наплавки эффективно повышает однородность металла ремонтной заделки (рис. 4, г).

По данным микрорентгеноспектрального анализа, в эвтектических колониях по границам зерен наплавленного металла с концентрацией 9,0...15 % Zr выявлена комплексно-легированная интерметаллидная фаза, близкая по составу к соединению типа  $\text{Ni}_7(\text{Zr}, \text{Ti})_2$ . После термообработки указанная фаза не зафиксирована. Отмечается также уменьшение в наплавленном металле общего количества

карбидов  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и увеличение количества карбидов MeC, в которых концентрация циркония достигает 40...80 %. При этом цирконий способствует существенному измельчению дендритной структуры и модифицированию карбидной фазы в наплавленном металле. Фазовый состав последнего и его стойкость против высокотемпературной коррозии приближены к основному металлу.

Аналогичный характер взаимодействия и формирования структуры обнаружен при дуговой пайке опытными присадками с цирконием на сплавах ЧС88У-ВИ, ЧС70-ВИ, IN738LC, GT2100.

В настоящее время новые присадочные материалы с цирконийсодержащей эвтектической фазой прошли технологическую проверку при ремонте литых лопаток различных степеней. Уточняются составы, обеспечивающие жаропрочность и коррозионную стойкость наплавленного металла на лопатках с направленной кристаллизационной структурой. Результаты проведенных исследований и испытаний позволили разработать технологические рекомендации и обосновать режимы ремонта литых лопаток ГТД, увеличить объемы ремонта бракованных литых лопаток и лопаток после наработки ресурса в составе ГТУ.

## Выводы

1. Установлено, что после наработки ресурса при температуре 850...950 °С в составе ГТД, а также в состоянии после литья для высокохромистых сложнолегированных жаропрочных никелевых сплавов характерно наличие на межкристаллитных границах сплошных пленок и грубодисперсных выделений на основе карбидов хрома, эвтектики  $\gamma$  +  $\gamma$  и ТПУ фаз, что способствует появлению трещин и затрудняет ремонт эксплуатационных и ли-



тейных дефектов лопаток способом аргонодуговой сварки.

2. Технологическое апробирование стандартных присадочных проволок, легированных молибденом, вольфрамом и хромом, при аргонодуговой ремонтной наплавке литых лопаток из сплавов ЭК9, ЧС70-ВИ, ЧС88У-ВИ, ЧС104У-ВИ показало, что минимальное количество дефектов и стойкость наплавленного металла при высокотемпературной коррозии обеспечивается с применением проволок ЭП533, ЭП868 и ЭП 648.

3. Применение austенизации (гомогенизации) основного металла перед сваркой по сравнению с другими видами термообработки обеспечивает высокую, сравнимую с основным металлом, жаропрочность сварных соединений при 900 °C, в том числе при использовании стандартных высокохромистых сварочных проволок.

4. Разработаны и прошли технологическую проверку при ремонте литых лопаток различных степеней ГТД новые комплексно-легированные присадочные материалы с цирконийсодержащей эвтектической фазой, благодаря которой обеспечивается растворение в металле ОШЗ неблагоприятных структурных составляющих по границам зерен и качественное формирование ремонтных участков лопаток независимо от вида досварочной термообработки.

1. Мяльница Г. Ф. Особенности техпроцесса изготовления лопаток турбин из высокохромистых жаропрочных сплавов на никелевой основе // Изв. Акад. инж. наук Украины. — 1999. — № 1. — С. 266–269.
2. Технология восстановления сопловых лопаток авиационных двигателей методом пайки и электронно-лучевого пепроплава / А. Н. Аржакин, И. И. Столяров, В. М. Язовских и др. // Свароч. пр-во. — 1998. — № 3. — С. 27–29.
3. Рыльников В. С., Шатов А. П., Царев В. И. Технология ремонта сопловых лопаток ГТД // Сварные конструкции: Тез. стенд. докл. междунар. конф. (Киев, окт. 2000). — Киев, 2000. — С. 144–145.
4. Неровный В. М., Ямпольский В. М., Рогов Р. М. Ремонт лопаток газовых турбин дуговой пайкой в вакууме // Энергомашиностроение. — 1989. — № 2. — С. 22–24.
5. Технология пайки дефектов литья из жаропрочных сплавов / В. В. Квасницкий, А. М. Костин, В. Ф. Квасницкий и др. // Соврем. пробл. свароч. науки и техники «Сварка-95». Материалы Рос. науч.-техн. конф. (Пермь, окт. 1995). — Пермь, ПГТУ, 1995. — Ч. 1. — С. 245–247.
6. Медовар Б. И. Сварка жаропрочных austenитных сталей и сплавов. — М.: Машиностроение, 1966. — 432 с.
7. Земзин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 272 с.
8. Заварка литейных и эксплуатационных дефектов на лопатках газовых турбин из жаропрочных никелевых сплавов / Н. И. Пинчук, В. Ф. Хорунов, Л. С. Захаров и др. // Сварка и родственные технологии в XXI век : Тез. докл. междунар. конф. (Киев, сент. 1998). — Киев, 1998. — С. 93.
9. Сорокин Л. И., Лукин В. И., Багдасаров Ю. С. Свариваемость литейных жаропрочных никелевых сплавов типа ЖС 6 // Свароч. пр-во. — 1997. — № 6. — С. 12–17.
10. Сорокин Л. И., Федоров Б. М. Заварка знаковых отверстий при ремонте турбинных лопаток из сплава ЖС 26 ВСНК // Там же. — 2002. — № 8. — С. 34–37.

11. Булат С. И., Тихонов А. С., Дубровин А. К. Деформируемость структурно неоднородных сталей и сплавов. — М.: Металлургия, 1975. — 352 с.
12. Изучение кинетики упрочнения и разупрочнения жаропрочных сплавов с целью выбора температурного интервала горячей пластической деформации и термической обработки // Н. П. Жетвин, Я. Л. Фрид, Е. М. Концевая и др. // Свойства и применение жаропрочных сплавов: Сб. науч. тр. — М.: Наука, 1966. — С. 213–218.
13. Особенности сварки высоконикелевых дисперсионнотвердеющих жаропрочных сплавов и ремонта изготавливаемых из них изделий / В. С. Савченко, К. А. Ющенко, Н. И. Саволей, А. В. Шавель // Автомат. сварка. — 1993. — № 10. — С. 31–33.
14. Медовар Б. И., Пинчук Н. И., Чекотило Л. В. Аустенитно-боридные стали и сплавы для сварных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1970. — 198 с.
15. Зимина Л. Н. Свариваемые жаропрочные никелевые сплавы и принципы их легирования // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1977. — № 11. — С. 2–7.
16. Макушек О. В., Тащилов В. С., Мельников Н. А. Улучшение свариваемости жаропрочных сплавов типа ХН67МВТЮ за счет легирования Nb, Hf, Ta, Re // Влияние легирования и термической обработки на свойства качественных сталей и сплавов: Сб. науч. ст. — М.: Металлургия, 1985. — С. 34–36.
17. Сорокин Л. И., Ерохин А. А., Кузнецов О. М. Влияние рения, ниобия и tantalа на механические свойства наплавленного металла // Автомат. сварка. — 1971. — № 12. — С. 61–62.
18. А. с. 1425012 СССР, МКИ<sup>4</sup> В 23 К 35/30. Состав сварочной проволоки / К. А. Ющенко, Н. И. Пинчук, А. Г. Даниляк и др. — Опубл. 23.09.88, Бюл. № 35.
19. Киреев В. Б. Стали и сплавы для высокотемпературной службы // Жаропрочные и жаростойкие металлические материалы. — М.: Наука, 1987. — С. 40–55.
20. Гайдук С. В., Беликов С. Б., Коваль А. Д. Принципы создания высококоррозионно-стойких сплавов // Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки: Сб. науч. тр. — Киев : УМК ВО, 1988. — С. 4–6.
21. А. с. 959443 СССР, МКИ<sup>5</sup> С 22 С 19/05. Жаропрочный коррозионный сплав на основе никеля / О. С. Костырко, Г. Ф. Мяльница, Н. И. Волощенко и др. — Опубл. 30.10.90, Бюл. № 40.
22. А. с. 677531 СССР, МКИ<sup>5</sup> С 22 С 19/05. Литейный жаропрочный сплав на основе никеля / Е. П. Перемузов, В. М. Степанов, Е. Г. Кононова и др. — Опубл. 15.11.90, Бюл. № 42.
23. Елисеев Ю. С., Абрамов Н. В., Крымов В. В. Химико-термическая обработка и защитные покрытия в авиадвигательостроении. — М.: Выш. шк., 1999. — 525 с.
24. Химушкин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. — М.: Металлургия, 1969. — 749 с.
25. А. с. 1544541 СССР, МКИ<sup>5</sup> В 23 К 35/32. Припой для пайки жаропрочных сплавов / В. Ф. Квасницкий, В. А. Игнатов, В. М. Заболотский и др. — Опубл. 23.02.90, Бюл. № 7.
26. А. с. 1743773 СССР, МКИ<sup>5</sup> В 23 К 35/32. Припой для пайки жаропрочных никелевых сплавов / В. Ф. Хорунов, Е. М. Укадер, В. П. Зубченко. — Опубл. 30.06.92, Бюл. № 24.
27. Пат. 43903 Україна, МКІ<sup>7</sup> В 23 К 35/32. Припій для паяння / С. М. Самохін, В. Ф. Квасницький, В. Ф. Хорунов та ін. — Надр. 15.01.02, Бюл. № 1.
28. Brazing filler metals containing Zr and Hf as depressants / V. F. Khorunov, S. V. Maksymova, M. S. Samokhin, V. G. Ivanchenko // High temperature capillarity: Third Intern. conf. of abstr. (Kurashiki, Japan, 19–22 Nov., 2000). — Kurashiki, 2000. — P. 60–61.
29. Arc brazing of heat-resistant nickel alloys / V. F. Khorunov, S. V. Maksymova, I. V. Zvolinsky, M. S. Samokhin // Intern. brazing and soldering conf. proc. (April 2–5, 2000). — Albuquerque, New Mexico, 2000. — P. 6–9.
30. Никитин В. И. Перспективы защиты никелевых сплавов от сульфидно-оксидной коррозии // Жаропрочные и жаростойкие металлические материалы. — М.: Наука, 1987. — С. 119–131.

Structure of cast blades in the as-welded and heat-treated conditions has been studied. Austenising of joints prior to welding provides their heat resistance (900 °C) at a level of base metal. Experimental evaluation of structure of the regions in gas turbine engine blades repaired by welding and brazing has been conducted.

Поступила в редакцию 04.07.2003



# УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КОНСТРУКЦИЙ ИНДУКТОРОВ ДЛЯ ИНДУКЦИОННОЙ НАПЛАВКИ ТОНКИХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

**О. Н. ШАБЛИЙ**, д-р физ.-мат. наук, **Ч. В. ПУЛЬКА**, канд. техн. наук (Терноп. гос. техн. ун-т им. Ивана Пулюя),  
**А. С. ПИСЬМЕННЫЙ**, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),  
**М. В. ШАРИК**, инж. (Терноп. гос. техн. ун-т им. Ивана Пулюя)

Рассмотрены и проанализированы существующие конструкции индукторов для индукционной наплавки тонких плоских деталей, в том числе фасонных дисков. Описаны новые конструкции индукторов и нагревательные системы для индукционной наплавки тонких стальных дисков зубчатой формы, разработанные авторами с целью уменьшения энергоемкости, повышения производительности процесса наплавки и качества наплавленного металла.

*Ключевые слова:* индукционная наплавка, пайка, конструкции индукторов, нагревательная система, плоские детали, диски, эффективность наплавки, стальные и ферритные магнитопроводы, электромагнитное и тепловое экранирование

В различных областях народного хозяйства, в частности в сельскохозяйственной технике, в качестве рабочих органов землеобрабатывающих машин используют тонкие плоские детали, в том числе тонкие фасонные диски с зубчатой и сплошной рабочей поверхностью. С целью повышения износостойкости их рабочие поверхности наплавляют порошкообразными твердыми сплавами (шихта) с помощью токов высокой частоты. При этом толщина наплавленного металла составляет 0,3...2,5 мм. Для наплавки используют соответствующее оборудование: генераторы, устройства для закрепления деталей, засыпки шихты, механизмы для загрузки и разгрузки деталей до и после наплавки, а также индукторы.

Особые требования предъявляют к конструкциям индукторов, влияющим на энергоемкость, производительность процесса, а также качество наплавленного металла. Чаще всего их подбирают экспериментальным путем отдельно для каждой новой конструкции детали.

Мощность тепловых источников в зоне наплавки можно регулировать, как отмечено выше, путем выбора конструкции индукторов, их размеров и расстояния до детали. Но в некоторых случаях в зависимости от конфигурации поверхности, подлежащей наплавке, регулировать мощность по ширине зоны наплавки путем варьирования только конструкции индуктора очень сложно. Для этого необходимо разрабатывать иные способы и устройства для нагрева, нагревательные системы, с помощью которых возможно регулирование электромагнитного поля (мощности) в зоне наплавки. Анализу существующих конструкций индукторов и разработке новых конструкций и нагревательных систем посвящена данная работа.

Рассмотрим конструкции индукторов для индукционной наплавки и термообработки тонких плоских деталей, в том числе дисков.

© О. Н. Шаблий, Ч. В. Пулька, А. С. Письменный, М. В. Шарик, 2004

В настоящее время существует большое количество разнообразных конструкций индукторов, используемых для нагрева деталей под закалку или наплавку. Тем не менее, постоянно изменяющаяся и увеличивающаяся номенклатура подвергаемых наплавке деталей, непрерывное усовершенствование процесса требуют тщательного подбора или разработки специальных индукторов. Размеры и форма индукторов для индукционной наплавки разных деталей, а также параметры режима нагрева для каждой конкретной детали подбираются экспериментально.

Основная рабочая частота тока, при которой осуществляется наплавка тонких плоских деталей (в том числе дисков толщиной 2...6 мм) индукционным способом, составляет 440, а для большей толщины основного металла — 70 кГц.

На рис. 1, *a* представлен петлевой одновитковый индуктор для одновременной наплавки одного лезвия стрельчатых лап культиваторов при частоте тока 70 кГц. С целью повышения температуры нагрева на участке (толщиной 1,2 мм) лезвия верхняя ветвь индуктора смешена относительно нижней на 6 мм. Носовую часть лапы делают более

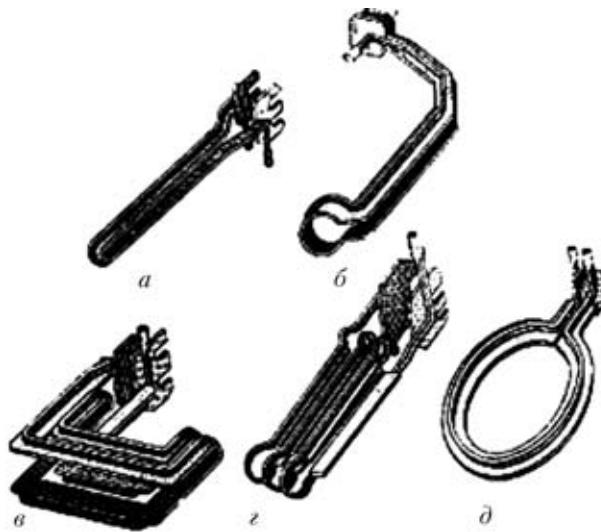


Рис. 1. Конструкции индукторов для наплавки тонких плоских деталей машин [1]



толстой, поэтому на участке для наплавки ее удлиняют. При этом отсутствует смещение веток. Базовой поверхностью для фиксации деталей в индукторе служит асбестоцементная плита.

На рис. 1, б показан петлевой индуктор для наплавки плужных лемехов. Кольцевое расширение служит для выравнивания распределения электромагнитного поля у полевого обреза лемеха и упрощения регулирования индуктора. Проходной индуктор (рис. 1, в) предназначен для наплавки плужных долотообразных лемехов на механизированных установках.

Трехвитковый овальный индуктор (рис. 1, г) используют для непрерывно-последовательной наплавки лопаток мельничных вентиляторов, а кольцевой одновитковый (рис. 1, д) — для наплавки режущих кромок дисков лущильников.

На рис. 2 показаны конструкции индукторов для пайки дисковых фрез, с помощью которых достигают необходимого распределения электромагнитного поля в зоне пайки [2]. Для термообработки и наплавки плоских рабочих поверхностей используют одно- и многовитковые индукторы, витки которых расположены в одной плоскости (рис. 3) [3].

Анализ описанных конструкций индукторов показал, что они имеют невысокий КПД из-за слабой связи электромагнитного поля индуктора и детали. Кроме того, в некоторых случаях из-за сложности геометрической формы поверхности, а также с учетом необходимости автоматизации технологического процесса наплавки регулировать мощность в зоне наплавки только путем варьирования конструкции индуктора (электромагнитного поля) недостаточно или очень сложно.

С целью уменьшения потерь за счет ограничения рассеивания электромагнитного поля и повышения его концентрации в зоне наплавки используют также магнитопроводы, применение которых приложении на активные части индуктора с одной или двух сторон позволяет концентрировать электромагнитное поле на заданном участке наплавляемой поверхности детали.

Магнитопроводы изготавливают из листов трансформаторной стали или из ферритов. Сечение

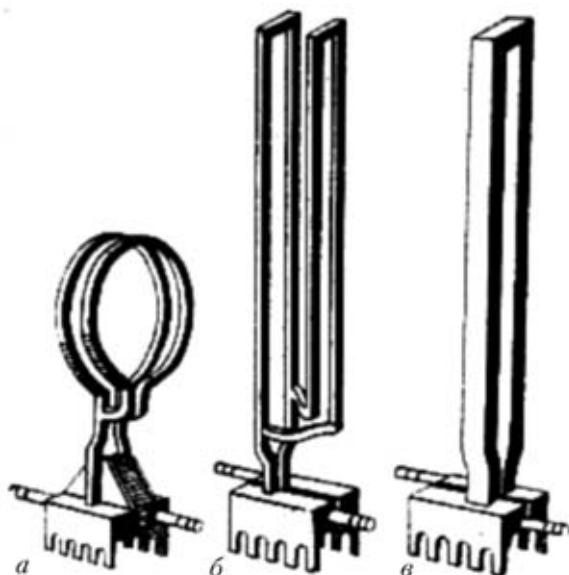


Рис. 2. Индукторы для пайки дисковых фрез [2]: а — с двумя витками, соединенными параллельно; б — прямоугольный с перевернутым параллельным витком (магнитные потоки в витках направлены встречно); в — петлевой

индуктирующего провода с магнитопроводом, изготовленным из трансформаторной стали, показано на рис. 4. Если применить такую индукционную систему, то концентрация тока под индуктором значительно повышается.

В работе [4] предложена новая конструкция магнитопровода, применение которого при наложении на активные части индуктора с одной или двух сторон позволяет концентрировать магнитное поле на заданном участке нагрева наплавляемой детали и повысить скорость наплавки более чем на 20 % по сравнению с наплавкой без магнитопровода.

При наплавке долотообразных лемехов в индукторах без магнитопроводов процесс расплавления шихты на носке отстает от такового на лезвии на 3...5 с. При наплавке с магнитопроводом зафиксировано опережение расплавления шихты на носке лемеха, что дает возможность механизировать или автоматизировать процесс наплавки лемехов.

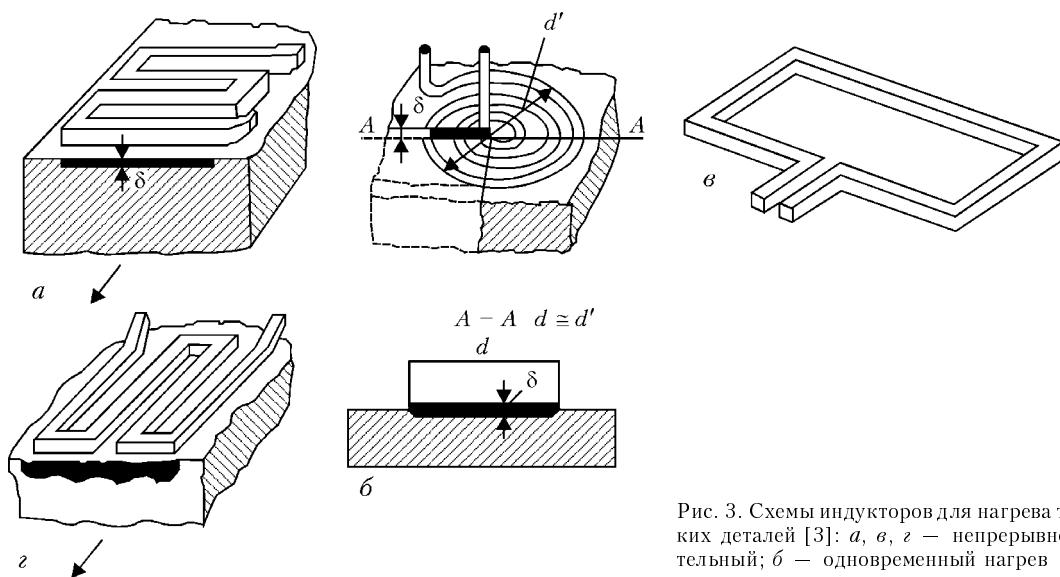


Рис. 3. Схемы индукторов для нагрева тонких плоских деталей [3]: а, в, г — непрерывно-последовательный; б — одновременный нагрев

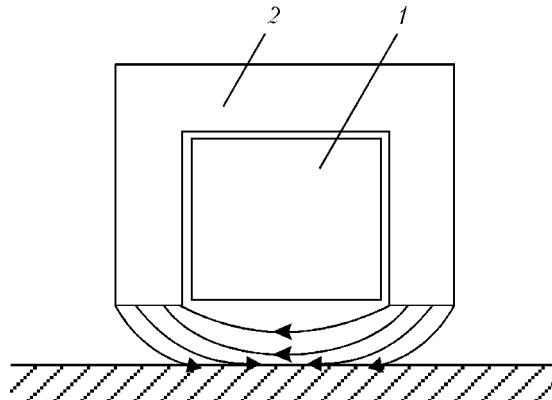


Рис. 4. Сечение индуктирующего провода (1) с магнитопроводом (2) из трансформаторной стали [4]

В данном случае магнитопроводы изготавливают в виде пакетов, собранных из пластин электротехнической тонкой листовой стали марки Э44 толщиной 0,1 мм. Принципиальная схема индуктора с магнитопроводом представлена на рис. 5. Использование такого магнитопровода позволяет значительно увеличить выпуск наплавляемых деталей при уменьшении потерь электроэнергии и сокращении времени на наплавку.

Магнитопроводы могут успешно применяться в оборудовании заводов тракторного и сельскохозяйственного машиностроения.

Технология индукционной наплавки тонких стальных дисков с использованием ферритного и стального магнитопроводов описана в работах [3, 4, 6]. На рис. 6 показана схема устройства для наплавки сплошных дисков с помощью ферритного магнитопровода [7]. Однако регулировать мощность в зоне наплавки тонких дисков зубчатой формы с шириной наплавки большей, чем высота зуба, с применением магнитопроводов также очень сложно.

Применение одновитковых кольцевых индукторов без магнитопровода и с магнитопроводом (рис. 1, д; 2, в; 6) для одновременной наплавки по всей рабочей поверхности тонких стальных дисков зубчатой формы с целью повышения производительности процесса вызывает сложности в обеспечении равномерности распределения электромагнитного поля в области наплавки, что негативно влияет на качество (равномерность) толщины наплавленного металла.

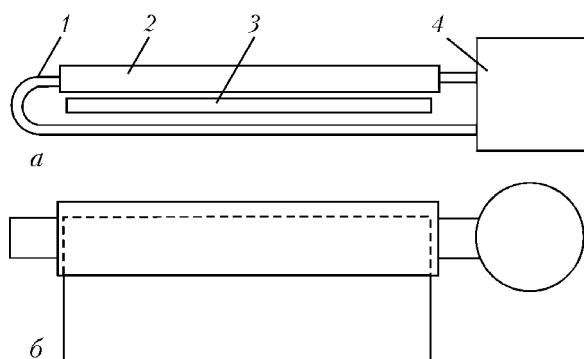


Рис. 5. Схема индуктора с магнитопроводом [5] сбоку (а) и сверху (б): 1 — петля индуктора; 2 — магнитопровод; 3 — деталь; 4 — высокочастотный генератор

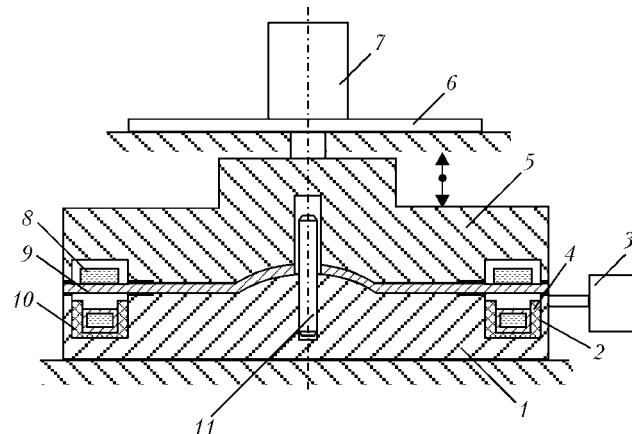


Рис. 6. Схема устройства для наплавки дисков с использованием ферритного магнитопровода [7]: 1, 5 — соответственно нижняя и верхняя прижимные плиты; 2 — медный электромагнитный экран; 3 — высокочастотный генератор; 4 — ферритный магнитопровод; 6 — верхняя опора; 7 — пневмопривод; 8 — порошкообразный твердый сплав; 9 — сплошной тонкий диск; 10 — кольцевой одновитковый индуктор; 11 — направляющая

Недостатками двухпетлевого индуктора, как и сегментного, являются: сравнительно низкая производительность, коробление детали из-за местного нагрева, а также невозможность использования его для одновременной наплавки по всей рабочей поверхности тонких дисков зубчатой формы с шириной наплавки большей, чем высота зуба.

Известные двухвитковые (см. рис. 2, а) индукторы с одинаковым диаметром колец не позволяют использовать их при механизации процесса наплавки фасонные диски зубчатой формы с выступом в средней его части.

Авторами разработаны двухвитковые кольцевые индукторы (рис. 7) [8, 9] с разными диаметрами кольцевых витков и площадями их поперечных сечений прямоугольной и круглой формы. При этом диаметр нижнего витка расположен под, а верхнего — над наплавляемой поверхностью (рис. 7). Соответственно диаметр нижнего витка меньше, а верхнего больше диаметра диска; площадь поперечного сечения нижнего вит-

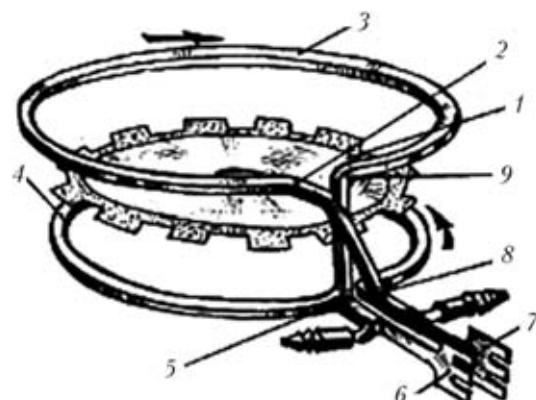


Рис. 7. Двухвитковый кольцевой индуктор для наплавки тонких дисков зубчатой формы с прямоугольным одинаковым поперечным сечением и разными диаметрами витков [8, 9]: 1 — диск; 2 — место соединения конца верхнего витка 3 с нижним витком 4; 5 — место соединения нижнего витка со штуцером для подачи воды; 6, 7 — соответственно левая и правая клемма; 8 — место соединения нижнего витка со штуцером для отвода воды; 9 — место соединения верхнего витка с нижним

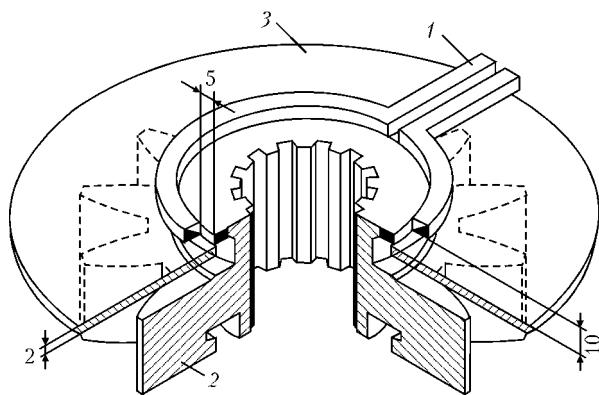


Рис. 8. Схема взаимного расположения индуктора (1), шестерни (2) и электромагнитного экрана (3) в процессе индукционного нагрева буртика шестерни для отпуска [3]

ка большие площади поперечного сечения верхнего витка. Это создает возможность для автоматизации процесса подачи заготовок сверху при засыпке шихты и наплавке диска.

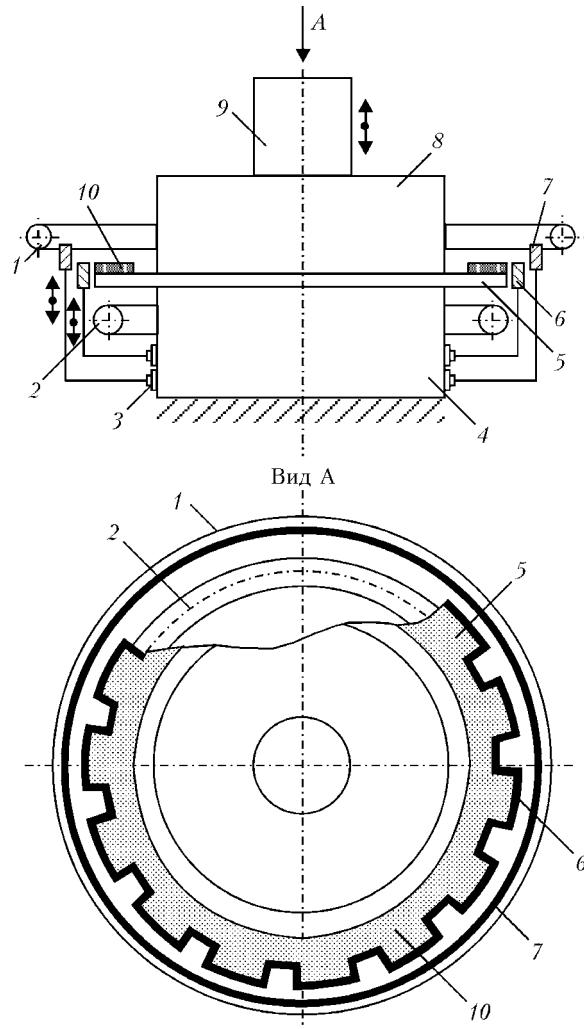
Разработаны математическая модель и алгоритм, построены графические зависимости и табличные данные, по которым подбираются конструктивные размеры двухвиткового кольцевого индуктора для произвольных диаметров дисков и ширины зоны наплавки с учетом требований технологии. Проведены инженерные результаты расчетов, опубликованные в работах [10, 11].

Как показали теоретические и экспериментальные исследования, при наплавке тонких дисков зубчатой формы с шириной большей, чем высота зуба, с помощью двухвиткового кольцевого индуктора происходит перегрев торца диска и наплавленного металла, что сказывается в целом на качестве изделия.

В практике индукционного нагрева с целью обеспечения необходимого распределения мощности по ширине зоны наплавки, а также для защиты отдельных участков детали от перегрева при воздействии электромагнитного поля используют экраны. Их изготавливают, как правило, из красной меди с высокими значениями электро- и теплопроводности и успешно используют, например, при высокочастотном нагреве для отпуска буртиков шестерен коробки смены передач [3]. На рис. 8 показано взаимное расположение индуктора 1, шестерни 2 и экрана 3 в процессе индукционного нагрева.

Технология индукционного нагрева с использованием экранирования электромагнитных полей использована авторами при разработке технологии индукционной наплавки тонких дисков зубчатой формы для уменьшения выделения мощности на торце диска и равномерного ее распределения по ширине зоны наплавки [12]. В работе [12] проведены теоретические исследования системы по оптимизации конструктивных размеров двухвиткового кольцевого индуктора с учетом только экранирования электромагнитных полей при принятых значениях коэффициентов экранирования  $K = 1$ ,  $K = 0,25$ ,  $K = 0$ .

С целью регулирования мощности в зоне наплавки тонких дисков авторами предложено применение экранирования электромагнитного поля,



создаваемого индуктором, для достижения равномерного распределения мощности в зоне наплавки [12]. Однако, как показали теоретические и экспериментальные исследования, наиболее эффективное распределение мощности по ширине зоны наплавки достигается с учетом одновременно как электромагнитного, так и теплового (теплоизоляция торца диска с окружающей средой) экранирования. Для этого разработано устройство [13], позволяющее регулировать мощность в зоне наплавки с учетом одновременно как электромагнитного, так и теплового экранирования, во-первых, с целью достижения равномерной толщины наплавленного металла, а во-вторых, реализации возможности автоматизации технологического процесса индукционной наплавки тонких дисков зубчатой формы.

В работе [14] описана математическая модель нагревательной системы (рис. 9), предназначенная для определения температуры в диске по параметрам двухвиткового кольцевого индуктора, с помощью которого осуществляется нагрев. Использование комбинированного электромагнитного и



теплового экранирования позволяет оптимизировать указанную температуру в зоне наплавки диска в зависимости от параметров индуктора, диска, электромагнитного и теплового экранов, а также электрического тока в индукторе. Разработанный алгоритм позволяет также проектировать нагревательную систему (индуктор, тепловой и электромагнитный экраны), обеспечивающую необходимые условия для выполнения технологического процесса наплавки, включая методику определения коэффициентов электромагнитного и теплового экранов, посредством которых осуществляется регулирование распределения температуры по ширине зоны наплавки со сложной геометрической формой поверхностей.

Полученные результаты расчета и экспериментальные данные разработанной авторами нагревательной системы показали возможность соблюдения необходимого закона распределения температуры по ширине зоны наплавки с целью достижения равномерной толщины наплавленного металла при наплавке ножей ботворезов зубчатой формы с шириной зоны большей, чем высота зуба. При этом экономится 15...25 % электроэнергии с использованием режима нагрева во времени по экспоненциальному закону.

Таким образом, анализ существующих конструкций индукторов показал, что наиболее эффективно технологический процесс одновременной индукционной наплавки по всей рабочей поверхности тонких стальных дисков зубчатой формы осуществляется при использовании нагревательной системы, состоящей из индуктора, теплового и электромагнитного экранов.

1. Ткачев В. Н. Износ и повышение долговечности деталей сельскохозяйственных машин. — М.: Машиностроение, 1971. — 264 с.

Existing designs of inductors for induction surfacing of thin flat parts, including shaped discs, are considered and analyzed. New designs are described of inductors and heating systems for induction surfacing of toothed thin steel discs, developed by the authors to reduce the energy content, to improve surfacing process efficiency and deposited metal quality.

2. Вологдин В. В. Пайка и наплавка при индукционном нагреве. — М.; Л.: Энергия, 1965. — 92 с.
3. Лозинский М. Г. Промышленное применение индукционного нагрева. — М.: Изд-во АН СССР, 1958. — 472 с.
4. Слухоцкий А. Е., Рыскин С. Е. Индукторы для индукционного нагрева. — Л.: Энергия, 1974. — 264 с.
5. Ниловский И. А., Суборов В. А., Степанец А. Е. Повышение производительности индукционной наплавки рабочих органов сельскохозяйственных машин // Реф. сб. «Свароч. пр-во». Сер. Технология и автоматизация производственных процессов. — 1973. — Вып. 1. — С. 24–26.
6. Расчет индуктора с магнитопроводом для нагрева плоских поверхностей изделий / А. С. Письменный, Е. А. Пантелеимонов, А. С. Прокофьев, Ч. В. Пулька // Автомат. сварка. — 2000. — № 11. — С. 39–43.
7. Шаблій О. М., Пулька Ч. В. Дослідження індукційного наплавлення тонких фасонних дисків з використанням магнітопроводу // Вісн. Тернопіль. держ. ун-ту. — 2002. — № 7. — С. 77–80.
8. Пат. 55349 Україна, МПК B 23 K 13/00. Спосіб наплавлення тонкостінних фасонних дисків / Ч. В. Пулька, О. М. Шаблій, Б. П. Будзан, В. М. Скочило. — Опубл. 17.03.2003; Бюл. № 3.
9. Пат. 55346 Україна, МПК B 23 K 13/00. Пристрій для наплавлення плоских тонкостінних деталей / Ч. В. Пулька, О. М. Шаблій, Б. П. Будзан. — Опубл. 17.03.2003; Бюл. № 3.
10. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Будзан Б. П. Пути економии электроэнергии при индукционной наплавке тонкостенных дисков // Автомат. сварка. — 1988. — № 12. — С. 56–58.
11. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Письменний А. С. Оптимизация конструктивных параметров индуктора для индукционной наплавки тонких стальных дисков // Там же. — 1997. — № 6. — С. 17–24.
12. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Письменний А. С. Оптимизация параметров индуктора для равномерного нагрева дисков по ширине зоны наплавки с учетом экранирования // Там же. — 2002. — № 11. — С. 24–26.
13. Пат. 58943A, Україна, МПК B 23 K 13/00. Пристрій для регулювання потужності в зоні наплавлення / О. М. Шаблій, Ч. В. Пулька, О. С. Письменний та ін. — Опубл. 17.11.2003, Бюл. № 11.
14. Шаблій О. Н., Пулька Ч. В., Письменний А. С. Оптимизация индукционной наплавки тонких дисков с учетом теплового и электромагнитного экранирования // Автомат. сварка. — 2003. — № 9. — С. 22–25.

Поступила в редакцию 11.01.2004,  
в окончательном варианте 28.01.2004



УДК 621.791.75.042-492

## К ВОПРОСУ ВЫБОРА БОРСОДЕРЖАЩИХ ШИХТОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ СЕРДЕЧНИКА ПОРОШКОВОЙ ПРОВОЛОКИ

А. П. ЖУДРА, С. Ю. КРИВЧИКОВ, кандидаты техн. наук, В. В. ПЕТРОВ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Приведены результаты экспериментальных исследований влияния различных порошкообразных борсодержащих материалов (аморфного бора, нитрида бора, карбида бора и лигатуры железо–хром–бор) в составе самозащитной порошковой проволоки на структуру, твердость и трещиностойкость высокотуглеродистого наплавленного металла. Показано, что наиболее благоприятными физико-механическими свойствами обладает наплавленный металл, легированный бором при использовании лигатуры железо–хром–бор.

**Ключевые слова:** дуговая наплавка, порошковая проволока, наплавленный металл, микроструктура, микролегирование бором, твердость наплавленного металла

Известно, что микролегирование бором литейных чугунов и углеродистых сталей может оказывать положительное воздействие на некоторые основные физико-механические свойства сплавов [1]. В работе [2] показано, что при электродуговой наплавке порошковой проволокой низколегированных сплавов типа дозвтектического белого чугуна (2,2...2,5 % С) микролегирование бором в количестве 0,1...0,2 % способствует росту стойкости наплавленного металла против образования холодных трещин, его микро- и макротвердости, а также существенно изменяет морфологию структурных составляющих наплавленного белого чугуна.

Целью настоящей работы является определение эффективности влияния микролегирования бором на перечисленные выше свойства наплавленного чугуна при введении его в состав сердечника самозащитных порошковых проволок в виде различных борсодержащих материалов. Наплавку порошковыми проволоками диаметром 1,8 мм производили на образцы из стали марки Ст3 одиночными валиками в четыре слоя на постоянном токе обратной полярности в следующем режиме:  $I_{\text{св}} = 160...170 \text{ A}$ ;  $U_d = 20...21 \text{ V}$ ;  $v_{\text{пп}} = 160 \text{ м/ч}$ ;  $v_{\text{св}} = 7,7 \text{ м/ч}$ . В качестве источника питания использовали сварочный выпрямитель ВДУ-506 с жесткой внешней характеристикой. Наплавку очередного валика производили после полного остывания предыдущего.

С целью оптимизации типа легирующей борсодержащей добавки произведены опыты с самозащитными порошковыми проволоками, в которые бор вводили в виде порошка аморфного бора (В) (99,9 % В), карбида бора  $\text{B}_4\text{C}$  (78,8 % В), нитрида бора BN (44 % В), триоксида бора  $\text{B}_2\text{O}_3$  (31,4 % В) или лигатуры Fe–Cr–B (ФХБ), содержащей 19,7 % В и 41,2 % Cr. Для сравнительного металлографического анализа использовали образцы наплавленного металла примерно одинакового состава, мас. %: 0,12...0,15 В; 2,12...2,30 С; 0,40...0,50 Cr; 0,84...1,02 Si; 1,12...1,42 Mn; 0,22...0,28 Al; 0,08...0,18 Ti. Указанная концентрация бора в наплавленном металле (0,12...0,15 %) обеспечивалась при его расчетном содержании в сердечнике порошковых проволок 0,60...0,75 мас. %.

Установлено, что трещиностойкость (определенная наличием микротреции при металлографических исследованиях) наплавленного металла при прочих равных условиях зависит от типа борсодержащей добавки в сердечнике порошковой проволоки. Так, при использовании BN и  $\text{B}_2\text{O}_3$  в наплавленном валике образуются макротреции, ви-

димые невооруженным глазом. В то же время в случае применения порошков лигатуры Fe–Cr–B,  $\text{B}_4\text{C}$  и аморфного В зафиксировано их отсутствие. Наибольшее количество микротреции обнаруживается в зоне сплавления и наплавленном металле, легированном аморфным В, BN и  $\text{B}_2\text{O}_3$ . При использовании лигатуры ФХБ и  $\text{B}_4\text{C}$  наблюдаются единичные микротреции.

Различное влияние исследованных легирующих борсодержащих компонентов порошковых проволок на трещиностойкость высокотуглеродистого наплавленного металла взаимосвязано с возможностью образования мартенситной фазы и ее морфологией. Легирование наплавленного металла аморфным В, BN и  $\text{B}_2\text{O}_3$  (рис. 1, а–в) приводит к образованию мартенситной фазы, тогда как использование порошков  $\text{B}_4\text{C}$  и ФХБ препятствует протеканию мартенситного превращения в нап-

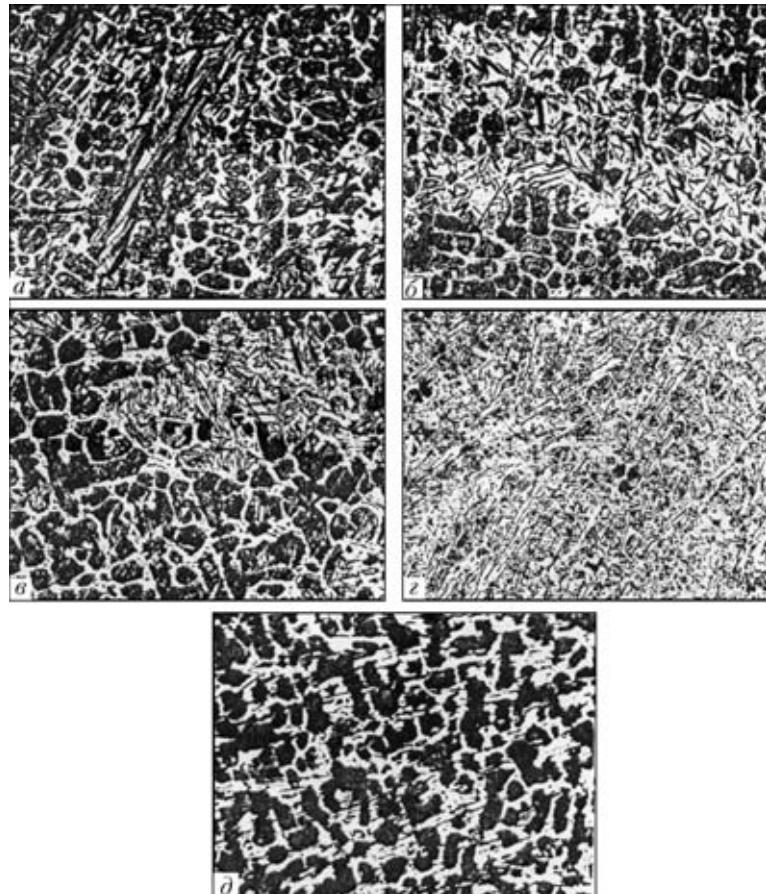


Рис. 1. Микроструктура борсодержащего (0,12...0,15 %) наплавленного металла,  $\times 320$ ,  $a$  – BN;  $b$  –  $\text{B}_2\text{O}_3$ ;  $c$  – аморфный В;  $d$  –  $\text{B}_4\text{C}$ ;  $e$  – лигатура Fe–Cr–B

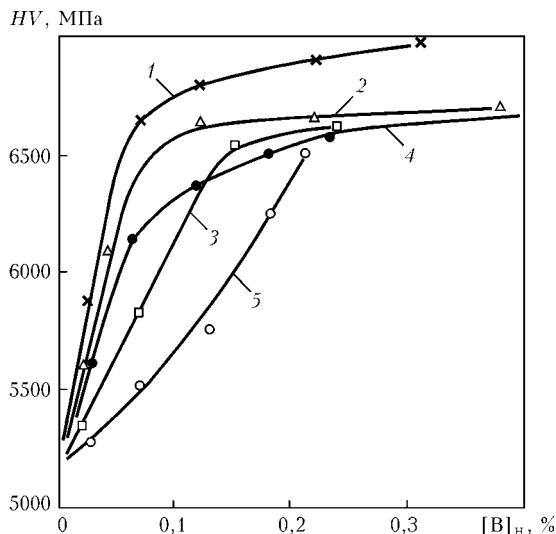


Рис. 2. Влияние различных борсодержащих компонентов в порошковой проволоке на микротвердость наплавленного чугуна: 1 — B<sub>4</sub>C; 2 — B; 3 — BN; 4 — B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 5 — Fe-Cr-B

лавленном металле (рис. 1,  $\gamma$ ,  $\delta$ ). На основании проведенного металлографического анализа можно утверждать, что по степени влияния на полноту протекания мартенситного превращения легирующие борсодержащие добавки могут быть расположены в следующем порядке: ФХБ—B<sub>4</sub>C—аморфный B—B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—BN. В зоне сплавления исследованных наплавленных образцов имеются участки мартенсита игольчатого строения. Однако в случае использования B<sub>4</sub>C и лигатуры ФХБ образуется не крупноигольчатый мартенсит, а дисперсный, с отдельными

участками бейнита, что возможно также препятствует зарождению и развитию микротрешин.

Столь существенные различия во влиянии борсодержащих шихтовых материалов в порошковой проволоке на трещиностойкость и микроструктуру при одной и той же концентрации бора в наплавленном металле возможно связано с воздействием на условия кристаллизации металла сварочной ванны других химических элементов, входящих в состав исследованных легирующих добавок.

Установлено (рис. 2), что изменение твердости наплавленного металла происходит в относительно узком (0,05...0,15 %) интервале концентрации бора и мало зависит от типа борсодержащего материала сердечника порошковой проволоки за исключением лигатуры ФХБ. В последнем случае с увеличением содержания лигатуры ФХБ в порошковой проволоке (а следовательно, рост концентрации бора в наплавленном металле) изменение твердости происходит более плавно по сравнению с вариантами использования других исследованных борсодержащих материалов. При этом положительным фактором является то, что колебания значений коэффициента заполнения порошковой проволоки, имеющие место при ее изготовлении, не будут оказывать существенного влияния на твердость наплавленного металла. С этой точки зрения, а также учитывая благоприятное воздействие лигатуры ФХБ на структуру и трещиностойкость наплавленного металла, ее использование в качестве источника микролегирования бором следует считать более предпочтительным по отношению к другим исследованным борсодержащим компонентам.

1. Бор, кальций, ниобий и цирконий в чугуне и стали / Под ред. С. М. Винарова. — М.: Металлургиздат, 1961. — 460 с.
2. Кривчиков С. Ю. Разработка технологии износостойкой наплавки чугунных коленчатых валов двигателей внутреннего горения самозадающейся порошковой проволокой: Автотеф. дис. ... канд. техн. наук. — Киев, 1990. — 16 с.

Results are given of experimental investigations of the influence of various powder-like boron-containing materials (amorphous boron, boron nitride, boron trioxide, boron carbide and iron-chromium-boron master alloy) in the composition of self-shielding flux-cored wire on the structure, hardness and crack resistance of high-carbon deposited metal. It is shown that the deposited metal alloyed with boron, using iron-chromium-boron master alloy, has the most favourable physico-mechanical properties.

Поступила в редакцию 08.01.2004

## ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



Г. В. Жук (ИЭС) 25 февраля 2004 г. защитил докторскую диссертацию на тему «Основные закономерности влияния теплофизических условий кристаллизации металла при электронно-лучевой плавке на структуру и свойства слитков».

Диссертация посвящена определению теплофизических закономерностей формирования

структур слитка при электронно-лучевой плавке с промежуточной емкостью (ЭЛПЕ) в условиях высоких скоростей охлаждения при кристаллизации расплава и разработке на этой основе оптимизированных режимов выплавки слитков.

Установлены закономерности формирования кристаллического строения слитков титановых и никелевых сплавов при ЭЛПЕ с учетом скоростей охлаждения и кристаллизации расплава в кристаллизаторе, градиента температуры на фронте затвердевания.

Методами математического моделирования определены зависимости теплофизических условий затвердевания металла слитков титановых сплавов в кристаллизаторе от технологических параметров ЭЛПЕ: производительности процесса, час-

тоты технологического цикла, мощности и распределения электронно-лучевого нагрева. Установлено, что снижение мощности электронно-лучевого нагрева и смещение его максимума на периферию слитка позволяет повысить скорость охлаждения расплава более чем в 10 раз, скорость кристаллизации — в 30 раз. Определены технологические режимы ЭЛПЕ титановых сплавов с удельной мощностью нагрева металла в кристаллизаторе  $(1,5...2)^{-10^5}$  Вт/м<sup>2</sup>, обеспечивающие твердожидкое состояние поверхности слитка в кристаллизаторе и максимальные скорости охлаждения расплава.

Экспериментально установлено, что рассчитанные технологические условия позволяют получать в слитках титанового сплава Ti-6Al-4V как круглого, так и прямоугольного сечений равнносную структуру по всему сечению слитка при гомогенном распределении легирующих элементов, структурных и фазовых составляющих. Установлено также, что гомогенная структура в слитках-слябах титанового сплава обеспечивает высокий уровень и изотропность механических свойств.

Определены пути дальнейшего повышения скорости охлаждения металла в процессе ЭЛПЕ — кристаллизация расплава в микрообъемах. Предложен новый метод диспергирования расплава из промежуточной емкости с помощью вращающегося с частотой до 2500 об/мин барабана-диспергатора (ЭЛДРЕ). Разработана математическая модель формирования слитка из диспергированного расплава с использованием принудительного охлаждения слитка. Установлено, что в процессе



ЭЛДРЕ достигаются скорости охлаждения расплава при кристаллизации до  $10^5$  К/с. Высокие скорости охлаждения, характерные для ЭЛДРЕ, позволяют получать слитки жаропрочных сплавов с ультрамелкой структурой, волокнистые композиционные материалы с минимальной толщиной прослойки на границе волокно – матрица, соединять слитки титановых сплавов без плавления кромок.

Проведенные исследования структурообразования слитков в широком диапазоне скоростей охлаждения расплава при электронно-лучевых процессах с применением промежуточной емкости позволили оптимизировать технологические параметры плавки. Разработана и принята в производство технология выплавки методом ЭЛПЕ слитков-слябов титанового сплава Ti-6Al-4V с равнососной структурой и изотропными механическими свойствами. Структура является оптимальной для последующей прокатки слябов и получения листа.

### Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины



**В. А. Бродовой** (ИЭС) 18 февраля 2004 г. защитил кандидатскую диссертацию на тему «Определение циклической долговечности элементов сварных конструкций в условиях торможения трещины усталости».

Диссертация посвящена решению научной проблемы обеспечения работоспособности сварных конструкций с преждевременно возникшими трещинами усталости. Показано, что одним из возможных путей увеличения циклической долговечности материалов и несущих элементов конструкции служит торможение трещины усталости за счет наведения перед ее вершиной поля остаточных напряжений сжатия. Экспериментально показано, что остаточные напряжения, которые устанавливаются под воздействием циклического нагружения в зонах концентратора или трещины усталости, взаимодействуют с искусственно наведенными и формируют новое поле напряжений, ответ-

ственное за дальнейшее развитие трещины. Исследования полей остаточных напряжений осуществляли усовершенствованным акустическим неразрушающим методом.

С целью определения эффективности торможения трещины усталости искусственным наведением полей сжимающих напряжений перед ее вершиной проведены соответствующие испытания образцов на циклическую трещиностойкость. Испытывали плоские образцы из стали Ст3сп и алюминиевого сплава Д16АТ с предварительно выращенной усталостной трещиной. Перед вершиной трещины усталости наводили сжимающие остаточные напряжения локальными обработками взрывом, точечным нагревом или точечной наплавкой. По результатам таких экспериментов построены кинетические диаграммы усталостного разрушения (КДУР), которые состоят из двух частей. Первая ветвь отображает кинетику усталостного разрушения при развитии трещины без ее торможения. Вторая ветвь диаграммы имеет иной угол наклона и отображает кинетику усталостного разрушения с момента торможения. Из КДУР также видно, что наведение в зоне вершины трещины сжимающих остаточных напряжений существенно снижает скорость роста трещины.

Введено понятие коэффициента эффективности торможения усталостной трещины. Установлена корреляционная зависимость этого коэффициента от значения и характера распределения наведенных остаточных напряжений сжатия. На этой основе предложен экспериментально-расчетный метод определения долговечности элементов конструкций с трещиной усталости, которая развивается в поле остаточных напряжений сжатия, наведенных для ее торможения. Разработан ряд оригинальных программ для обеспечения соответствующего алгоритма, что позволяет выполнять необходимые расчеты на ПК.

Предложенный метод апробирован на базе экспериментальных исследований циклической трещиностойкости крупномасштабных образцов из стали Ст3сп и алюминиевого сплава Д16АТ при торможении трещины остаточными напряжениями сжатия, которые наводились за счет локальных упрочняющих обработок.

УДК 621.79(088.8)

## ПАТЕНТЫ В ОБЛАСТИ СВАРОЧНОГО ПРОИЗВОДСТВА\*

**Многофункциональное устройство к сварочному аппарату**, включающее блок питания и блок управления со схемой ограничения напряжения холостого хода, отличающееся тем, что в его компоновочную схему введено два блока силовых тиристоров. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 44659. В. М. Коломиец [8].

**Установка для дуговой сварки и наплавки порошковым электродом**, отличающаяся тем, что она дополнительно оснащена роликами бочкообразной формы, которые установлены на вылете порошковой ленты ниже зоны подогрева, причем ширина ролика составляет  $B = h - e$ , где  $B$  – ширина ролика, мм;  $h$  – ширина порошковой ленты, мм;  $e$  – эмпирический коэффициент, зависящий от размеров замков ленты. Патент Украины 58855А. В. Д. Кассов, В. В. Чигарев, А. П. Литвинов, И. В. Валенко (Приазовский ГТУ) [8].

**Способ восстановления зубчатых колес**, отличающийся тем, что механическое удаление слоя металла, находящегося под зубьями, проводят на глубину, составляющую 0,45...0,50 модуля зуба, потом обеспечивают предварительный подогрев наплавляемой поверхности вала до температуры 250 °C, послойно по винтовой линии наплавляют поверхность до необходимого диаметра вала с учетом технологического припуска и термически обрабатывают наплавленный вал путем нагрева до тем-

пературы 750...800 °C, выдержки 24 ч в печи и охлаждения с печью в течение 24 ч. Патент Украины 59110А. Э. А. Кузнецова, А. И. Гедрович [8].

**Устройство для регулирования мощности в зоне наплавки**, отличающееся тем, что оно оснащено двумя сжимающими плитами – нижней неподвижной и верхней вертикально перемещающейся относительно индуктора, а в торце диска установлены одновременно тепловой и регулируемый по мощности электромагнитного поля в зоне наплавки электромагнитные экраны. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 58943А. О. Н. Шаблий, Ч. В. Пулька (Тернопольский ГТУ им. И. Пулюя) [8].

**Состав электродного покрытия** для наплавки изделий из высокомарганцовистой стали, отличающийся тем, что дополнительно содержит карбоксилметилцеллюлозу, ферроиттрий, доломит, ильменитовый концентрат при следующем соотношении компонентов, мас. %: 7,0...10,7 плавикового шпата; 1,0...1,5 графита; 38,0...40,3 марганца; 3,0...4,0 слюды; 11,0...13,0 мрамора; 21,25...26,0 высокоуглеродистого феррохрома; 1,0...2,0 kleя; 0,15...0,25 ферроитрия; 3,0...5,0 доломита; 5,0...6,5 ильменитового концентрата. Патент Украины 59395. В. В. Рюмин, Л. А. Солнцев, Г. В. Рюмин и др. (Харьковский ГАДТУ) [9].

**Порошковая электродная проволока для сварки и наплавки стальных изделий**, отличающаяся тем, что в состав шихты

\*Приведены сведения о патентах Украины, опубликованных в бюллетенях «Промислова власність», № 8-12, 2003 г., в квадратных скобках указан номер бюллетеня.



дополнительно введены молибденсодержащий компонент, шлако- и газообразующие компоненты, причем взяты они в следующем соотношении, мас. %: 2...20 титансодержащего компонента; 1...2,5 молибденсодержащего компонента; 1...2,0 марганецсодержащего компонента; 4...8 шлако- и газообразующего компонента; остальное — стальная оболочка. Патент Украины 39646. В. К. Каленский, И. А. Рябцев, Я. П. Черняк (ИЭС им. Е. О. Патона) [9].

**Устройство для подачи сварочной проволоки**, отличающееся тем, что привод устройства, выполненный в виде привода вращения, выходной вал которого соединен с корпусом подающей головки через эксцентриковый механизм, а средство запирания обратного хода сварочной проволоки выполнено в виде корпуса с клиновым вырезом. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 59896A. А. П. Кривошея, А. С. Мацак [9].

**Устройство для подачи сварочной проволоки**, отличающееся тем, что оснащено механизмом реверса, муфтой сцепления и блоком управления режимом, причем механизм реверса связан с механизмом преобразования движения и имеет возможность взаимодействовать с введенным звеном другой муфты свободного хода. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 60226A. А. И. Донченко, М. В. Грибачев, В. В. Яблоков, А. И. Неумывака [9].

**Установка для газопламенной резки прямолинейных и криволинейных поверхностей**, отличающаяся тем, что ось качания подпружиненного груза связана с закрепленной на корпусе тележки осью направляющего колеса, а приводной вал тележки выполнен полым со вставленным в него выступающим валом. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 59605A. В. Д. Ковалев [9].

**Устройство для пайки**, отличающееся тем, что нагревательный элемент в электросеть переменного тока включается через соединенные последовательно герконы, параллельно которым подсоединенена включенная навстречу один к другому диоды, жало паяльника, когда он находится на подставке, имеет тепловой контакт с терморезисторами блока регулирования температуры нагрева, а к его выходу включены электромагниты для управления герконами. Патент Украины 60926A. Н. И. Хаспеков, Р. А. Момот (Национальная академия обороны Украины) [10].

**Устройство для сварки стержня торцом с пластиной**, отличающееся тем, что рабочую часть стола накрывают медным листом, на котором укрепляют зажим кабеля сварочного тока и размещают пластину для сварки с ней стержня. Патент Украины 60812A. В. А. Шебанов, В. Г. Быкова, Т. В. Шебанова [10].

**Датчик тока сварки**, отличающийся тем, что измерительная цепочка содержит последовательно включенные токоограничительный резистор и регистрирующий элемент, причем измерительная цепочка выполнена с возможностью подключения в каком-нибудь удобном месте цепочки прохождения сварочного тока от источника питания сварочным током до промежутка «электрод—сварное изделие», при этом дополнительный источник питания выполнен в виде маломощного выпрямителя. Патент Украины 60576A. Е. А. Коныленко, Г. В. Павленко, М. В. Каравес и др. [10].

**Резонансный сварочный источник питания**, отличающийся тем, что содержит третью первичную обмотку и включен последовательно с ней второй входной ключ, которые вместе включены параллельно к другой первичной отметке и первому входному ключу. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 60689A. А. Е. Коротынский, М. И. Скопюк (ООО «ЭПИС») [10].

**Горелка для защиты сварочной ванны**, отличающаяся тем, что вдоль отверстия корпуса и коническую пустоту насадка, образованную внутренней конической поверхностью, вставляется патрубок с коническим торцом и его внешняя поверхность образует кольцевой канал с корпусом и насадкой. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 60666A. П. А. Тивончук, П. В. Космацкий, П. Н. Фостовец (НТЦ

«Институт механизации и электрификации сельского хозяйства») [10].

**Мобильная плазменная установка**, отличающаяся тем, что на передвижной тележке устанавливаются дизель-генератор для перемещения тележки, зарядки аккумуляторных деталей и питания плазмотронов, компрессоры воздушной системы, насос системы охлаждения, а также блок управления работой плазмотронов и вспомогательных систем. Патент Украины 60608A. Л. Ф. Чугунов (ЧП «Плазмасервис») [10].

**Способ холодной пайки-сварки неметаллических материалов с металлами**, отличающийся тем, что металлизация поверхности соединяемых деталей осуществляется наплавкой индия необходимой толщины (1,0...1,5 мм) методом активной пайки в вакууме, механической обработкой наплавленного слоя до образования одинаковых фигурных металлизированных слоев, имеющих форму равностороннего треугольника в сечении, а процесс конечного соединения осуществляют давлением на воздухе или в вакууме. Патент Украины 60637A. Ю. В. Найда, И. И. Габ, Д. И. Куркова и др. (Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины) [10].

**Способ сварки конструктивных элементов с трубопроводом**, отличающийся тем, что на внутренней поверхности возле торцов конструктивного привариваемого элемента и технологических колец выполняют скос кромок. Патент Украины 60530A. В. С. Бут, В. Н. Коломеев, М. Н. Драгомарецкий и др. (Дочерняя компания «Укртрансгаз») [10].

**Состав электродного покрытия**, отличающийся тем, что дополнительно содержит силикомарганец, борид титана, алюминиевый порошок, кальцинированную соду и полевой шпат при следующем соотношении компонентов, мас. %: 61,8...62,5 хрома металлического; 6,0...7,0 графита; 5,1...6,0 карбида бора; 11,8...13,6 мрамора; 3,0...4,0 силикомарганца; 1,0...2,0 борида титана; 1,0...1,3 алюминиевого порошка; 0,5...0,7 кальцинированной соды; 5,3...6,5 полевого шпата. Патент Украины 60617A. Г. В. Рюмин, В. В. Рюмин, Б. В. Данильченко и др. (ГП «Завод им. В. А. Малышева») [10].

**Горелка для плазменной обработки материалов**, отличающаяся тем, что плазмообразующее сопло установлено на внешнем изолированном корпусе, неплавящийся электрод установлен во внутреннем корпусе-катоде coaxialno оси цилиндрической камеры охлаждения и герметично закреплен в нижнем торце корпуса катода. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 61496A. А. Л. Кириллов, В. И. Атаманюк, Ю. Б. Шипко и др. (Украинский государственный институт металлов, ОАО «Енакиевский металлургический завод») [11].

**Способ изготовления покрытых электродов**, отличающийся тем, что дополнительно в смесь с гомогенизированной многокомпонентной композицией вводят многофункциональную мономерную связь, содержащую две и более удвоенных связей, в количестве 2...10 % массы композиции и полученную смесь нагревают до температуры ее полимеризации в течение времени, необходимом для полимеризации 25...29 % общего количества мономеров в полимерное состояние. Патент Украины 61708A. В. Д. Кассов, С. В. Бондарев (Донбасская государственная машиностроительная академия) [11].

**Легирующий флюс**, отличающийся тем, что содержит дополнительно хром металлический и полевой шпат при следующем соотношении компонентов, мас. %: 16...20 магнезита, 22...28 глинозема, 22...26 плавикового шпата, 8...14 хрома металлического, 3...6 феррохрома, 3...6 феррованадия, 3...8 ферромолибдена, остальное — полевой шпат. Патент Украины 61711A. В. С. Бойко, К. К. Степнов, Э. Н. Шебаниц и др. (ОАО «Мариупольский меткомбинат им. Ильича») [11].

**Способ пайки сверхтвердых элементов к стальному корпусу и устройство для его осуществления**, отличающийся тем, что корректировка температуры в процессе пайки осуществляется путем поддержки температуры нагрева твердосплавных элементов и корпуса в пределах равновесного состояния расплава в течение лужения. Патент Украины 34314. Ю. П. Линценко-



Мельников, А. П. Клинович (Институт сверхтвердых материалов им. В. М. Бакуля НАН Украины) [12].

**Способ изготовления оболочки контейнера для радиоактивных материалов**, при котором сваривают одну за другой секции с помощью трения, как минимум две из них меди или медного сплава. Приведены и другие отличительные признаки. Патент Украины 61996. Т. Хедман, К.-Й. Андерссон, П. Б. Филдинг и др. (Дзе Велдинг Инститют, GB, Свенск Корнбренслехантеринг АБ, Швейцария) [12].

**Способ снижения остаточных сварочных деформаций и напряжений**, отличающийся тем, что охлаждающую жидкость (хладоагент) в виде пены, подводят непосредственно к обратной стороне свариваемого металла, подают к хладоагенту активирующий газ (сжатый воздух, аргон, CO<sub>2</sub>), помещая в жидкости трубку-аэротер. Патент Украины 62163А. А. И. Гедрович, О. Н. Друзь (Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля) [12].

**Способ сварки аустенитной нержавеющей стали**, отличающийся тем, что жидкий металл сварочной ванны и зоны «2Вп» охлаждают до температуры окружающей среды ( $\sim 20^{\circ}\text{C}$ ) в процессе сварки со скоростью  $w_0 = 75\ldots 100$  град/с в температурном интервале 500…600 °C, но не более 150 град/с в температурном интервале 500…600 °C в охлаждаемой зоне размеров не меньше «3Вп» теплопоглотителями, размещенными под выполняемым сварным швом и зоной пластической деформации. Патент Украины 62165А. А. И. Гедрович, И. А. Гальцев, О. Н. Друзь (То же) [12].

**Электродная лента для наплавки**, отличающаяся тем, что в ее состав дополнительно введен ниобий при следующем соотношении компонентов, мас. %: 0,18…0,24 углерода; 3,80…4,20 хрома; 0,60…0,80 молибдена; 0,30…0,40 ванадия; 0,50…0,80 марганца; 0,20…0,50 кремния; 0,15…0,25 ниobia; остальное — железо. Патент Украины 62591А. В. С. Бойко, К. К. Степнов, Э. Н. Шабабин и др. (ОАО «Мариупольский меткомбинат им. Ильича») [12].

## ПО ЗАРУБЕЖНЫМ ЖУРНАЛАМ\*



(Румыния), 2003. — № 3  
(рум. яз.)

**Bancila R., Petzek E.** Оценка несущей способности стальных сварных мостов, с. 2–10.

**Pascu R., Pascu M.** Изменение физико-механических свойств в процессе сварки и коррозии титанового сплава Ti6Al4V, с. 11–15.

IHI ENGINEERING REVIEW  
(Япония), 2003. — Vol. 36,  
№ 3 (англ. яз.)

**Akamine K., Kashiki I.** Защита стали от коррозии извесяковым электроосаждением в соленой воде. Ч. 1. Механизм электроосаждения, с. 141–147.

INTEGRIT I VEK KONSTRUCIJA. INSTITUT GOSA (Республика Сербия), 2003. — God. III, Broj 1 (Серб. яз.)

**Delamarjan K.** Ремонт сварных швов без подогрева барабанов котлов, подверженных растрескиванию вследствие коррозии под напряжением, с. 11–21.

**Bredan A., Kurai J.** Европейская директива по сосудам давления и структурная целостность, с. 31–41.

JOURNAL OF JAPAN INSTITUTE OF LIGHT METALS (Япония), 2003. — Vol. 53, № 6 (яп. яз.)

**Watanabe T. et al.** Низкотемпературная пайка алюминиевого сплава 6063 с медью с использованием ультразвуковых колебаний, с. 245–250.



(Германия), 2003. — № 9 (нем. яз.)

**Роботизированная** сварочная и измерительная установка, с. 258–259.

**Немецкие** сварщики лидируют в международном соревновании, с. 259–260.

**Lugscheider E., Humm S.** Паяемость и коррозионная стойкость композитов: Твердый металл, с. 262, 264.

**Schuster J.** Почти правдивая история об изготовлении выхлопных систем, с. 266–270, 272.

\* Раздел подготовлен сотрудниками научной библиографии ИЭС им. Е. О. Патона. Более полно библиография представлена в Сигнальной информации (СИ) «Сварка и родственные технологии», издаваемой в ИЭС и распространяемой по заявкам (заказ по тел. (044) 227-07-77, НТБ ИЭС).

**Zwart R.** Выпуск EN 287-1 не стал стандартом EN-ISO, с. 274.

**Vollrath K.** Лазерный луч вселяет надежду при ремонте инструмента, с. 276, 279–280, 281.

**Vanschen W.** Нанесение покрытий плазменной дугой — плазменно-порошковая наплавка, с. 282, 284, 286–287.

**Работализированная** двухдуговая сварка, с. 290–293.

(Германия), 2003. — № 10 (нем. яз.)

**Flory H.** Актуализация отраслевого DVS о системах управления качеством, с. 300.

**Aichele G., Nickenig L.** Резка лазерным лучом — конструкция машин и материалы, которые можно резать, с. 302, 304–306.

**Saggau R., Pries H., Dilger K.** Коррозия деталей из нержавеющих сталей из-за появления цвета побежалости, с. 308–311.

**Robenack K.-D.** Координатор «надежность — здравоохранение» (SiGeKo) при сварке и резке на монтаже, с. 312–314.

**Hanitzsch D.** Сварка лестниц и высокорасположенных рабочих мест, с. 314, 316–317.

**Tatter U.** Опасность при заполнении технических газов, с. 318, 320–322.

**Bergmann J. P., Kunst M.** Дистанционная сварка оцинкованных сталей CO<sub>2</sub>-лазером, с. 323–326.

QUARTERLY JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY (Япония), 2003. — Vol. 21, № 2 (яп. яз.)

**Kimura K. et al.** Влияние полного отжига на долговременный предел ползучести сварных соединений 2,25Cr-1,0Mo стали, с. 195–203.

**Shibata K. et al.** Изучение поведения кратера при сварке сдвоенным лазерным пучком алюминиевых сплавов с помощью рентгеновского визуального анализа. Ч. 1. Изучение сварки алюминиевых сплавов сдвоенным пучком Nd:ИАГ лазера, с. 204–212.

**Shibata K. et al.** Влияние конфигурации сдвоенного лазерного пучка на свариваемость при выполнении нахлесточных соединений. Ч. 2. Изучение сварки алюминиевых сплавов сдвоенным пучком Nd:ИАГ лазера, с. 213–218.

**Ichiyama Y., Saito T.** Изучение свариваемости листовой высокопрочной стали при сварке оплавлением. Ч. 1. Улучшение ударной вязкости соединений, выполненных сваркой оплавлением, с. 219–226.

**Hirai A. et al.** Нейросетевая модель жидкой ванны при сварке МИГ, с. 227–233.



**Okumoto Y., Nankamagoe K.** Оценка обрабатываемости сварной продукции с помощью виртуальных моделей человека и имитации его физической чувствительности, с. 234–242.

**Otani T., Sasabe K.** Свойства точечных швов на листовой высокопрочной сверхмелкозернистой стали, с. 243–248.

**Watanabe T. et al.** Влияние ультразвуковой вибрации на механические свойства швов на аустенитной нержавеющей стали, с. 249–255.

**Nishimoto K. et al.** Моделирование по методу Монте-Карло процессов роста кристаллитов и рекристаллизации в ЗТВ, с. 256–266.

**Otani T. et al.** Свойства металла ЗТВ при сварке мощным лазером листовой высокопрочной сверхмелкозернистой стали, с. 267–273.

**Yanagisawa E. et al.** Локальная выборка микрообразцов из сосудов длительной эксплуатации для оценки вязкости разрушения, с. 274–281.

**Rathod M., Kutsuna M.** Соединения стали SPPC с алюминиевым сплавом A5052 лазерно-роликовой сваркой под давлением, с. 282–294.

**Hiraishi M., Watanabe T.** Использование спирта для улучшения адгезии и прочности соединений Al–Mg сплава, полученного ультразвуковой сваркой. Ч. 2. Ультразвуковая сварка Al–Mg сплавов, с. 295–301.

**Nishio K. et al.** Диффузионная сварка tantalа с титаном, с. 302–309.

**Takegami H. et al.** Сварка трением труб с листами. Ч. 1. Оценка тепловложения и сравнение со сваркой МАГ, с. 310–315.

(Япония), 2003. — Vol. 21,  
№ 3 (ян. яз.)

**Mustofa S. et al.** Каплеобразование на поверхности тонкой пленки при наплавке импульсным лазером с использованием металлических мишеней, с. 338–343.

**Ohmura E. et al.** Теоретический анализ температурной зависимости выделения вторичной гармоники нелинейным оптическим кристаллом, с. 344–349.

**Suita Y. et al.** Эксперименты по старту дуги на полом вольфрамовом электроде с использованием высокого напряжения постоянного тока в условиях низкого давления орбитальной МКС, с. 350–355.

**Honma S. et al.** Изучение полуавтоматической сварки ТИГ, с. 356–361.

**Hori K. et al.** Разработка способа сварки ТИГ горячей проволокой с использованием импульсного тока для нагрева проволоки. Ч. 1. Изучение сварки ТИГ горячей проволокой, нагреваемой импульсным током, с. 362–373.

**Nakahashi M. et al.** Разработка соединений нержавеющей стали с нитридом кремния с целью герметизации деталей, с. 374–380.

**Ochi H. et al.** Образование интерметаллидов при сварке трением меди со сплавами алюминия и их влияние на эффективность соединения, с. 381–388.

**Shirai H. et al.** Анализ механизма деформации изгибом во время кольцевой сварки цилиндрических деталей. 1. Изучение поведения деформации на микронном и субмикронном уровне при лазерной сварке автомобильных деталей, с. 389–396.

**Shintomi T. et al.** Изучение влияния разупрочнения ЗТВ на прочность соединений. 1. Изучение прочностных характеристик и деформации сварных соединений мелкозернистой стали, с. 397–403.

**Shintomi T. et al.** Прогнозирование статической прочности соединений мелкозернистой стали по степени разупрочнения ЗТВ. 2. Изучение прочностных характеристик и деформации соединений мелкозернистой стали, с. 404–410.

**Shintomi T. et al.** Изучение деформации и зарождения вязких трещин в соединениях с разупрочненной ЗТВ. 3. Изучение прочностных характеристик и деформации соединений мелкозернистой стали, с. 411–418.

**Terasaki T. et al.** Методы численного анализа для прогнозирования статической прочности соединений, выполненных лазерной сваркой внахлестку, с. 419–424.

**Otani T. et al.** Механические свойства соединений сверхмелкозернистой высокопрочной стали, полученных лазерной сваркой, с. 425–432.

**Kawabata T. et al.** Изучение возможностей увеличения равномерного удлинения высокопрочной стали класса 780 МПа. Ч. 2. Изучение стойкости к разрушению предварительно деформированной высокопрочной стали класса 780 МПа, с. 433–441.

**Terasaki T. et al.** Деформация резанием при непрерывной резке, с. 442–447.

**Kimura M. et al.** Остаточные напряжения в соединения металла с проводящей керамикой, с. 448–459.

**Futamata M. et al.** Разработка напыляемых экологически чистых и гидрофобных пленок, с. 460–465.

**Nagai T. et al.** Зависимость между скоростью охлаждения и микроструктурой чугуна при лазерном расплавлении. 1. Лазерная модификация поверхности для повышения износостойкости литейного чугуна, с. 466–473.

**Nagai T. et al.** Износостойкость чугуна после модификации поверхности лазерным расплавлением. 2. Лазерная модификация поверхности для повышения износостойкости литейного чугуна, с. 474–480.

**Kimura M. et al.** Корреляционная зависимость между явлением соединения и пределом текучести основного металла при сварке трением разнородных материалов, с. 481–488.

*rivista italiana  
della  
saldatura*

(Италия), 2003. — № 5  
(итал. яз.)

**Ginocchio M.** Методика общей оценки соответствия соединения согласно Европейской директиве по сосудам давления, с. 599–605.

**Arrigoni B. et al.** Исследование явления усталостной коррозии под напряжением карданного вала, с. 609–617.

**Bresciani F. et al.** Новые методы неразрушающего контроля, использование некоторых из них в Институте сварки Италии, с. 619–624.

**Lazzarin P., Livieri P.** Обзор данных по усталостной прочности сварных соединений из сталей и легких сплавов с помощью критериев интенсивности напряжения в надрезе, с. 627–634.



## НОВАЯ КНИГА

**Poradnik inżyniera. Spawalnictwo / Pod red. prof. dr. hab. inż Jana Pilarczyka. — Warszawa: Wydawnictwo Naukowo-Technicze, 2003. — 1067 S.**

В конце 2003 г. Научно-техническое издательство Польши выпустило в свет первый том трехтомного издания «Справочник инженера. Сварка» объемом 70 печ. листов, под общей редакцией проф. д-ра техн. наук Яна Пилярчика, являющегося Президентом Европейской сварочной федерации и директором Института сварки. Трехтомный справочник подготовлен большим авторским коллективом, в который вошли ведущие ученые Института сварки в г. Гливице и известные специалисты-сварщики из Варшавского политехнического института и Политехнического института Шлёнска.

Интенсивное развитие сварочных и родственных технологий сопровождается непрерывным расширением сфер их применения. К началу XXI в. сварка и другие технологии соединения и обработки материалов стали безальтернативными технологиями во многих отраслях промышленного производства и строительства. С помощью сварки соединяют металлические, неметаллические и органические (в хирургии) материалы. Сварка осуществляется не только в обычных условиях на Земле, но и под водой и в космосе. Более половины ВВП передовых промышленных стран формирует продукция, выполненная с применением сварки. Решение многочисленных исследовательских и производственных проблем, связанных со сваркой, требуют участия широкого круга специалистов и специальной литературы и другой научно-технической информации.

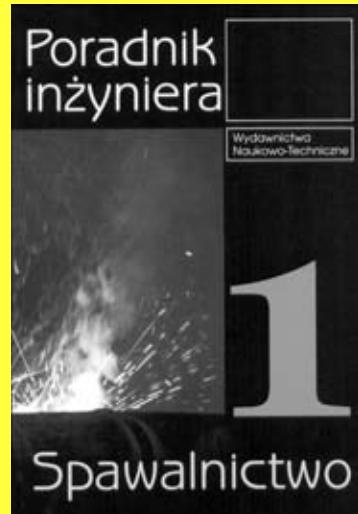
Несмотря на обширную литературу по сварке и многочисленные сварочные журналы авторы предприняли попытку подготовить фундаментальное справочное издание энциклопедического характера, в которое бы вошла основная информация о современной сварке и родственных технологиях. Об успешном решении этой задачи и свидетельствует выход в свет первого тома издания «Справочник инженера. Сварка». В его основу положено двухтомное издание аналогичного справочника, вышедшего более 20 лет назад (в 1983 г.) тиражом 25 тыс. экз.

Первый том содержит 24 самостоятельных раздела, каждый из которых имеет список литературы, включающий, как правило, все действующие национальные и международные стандарты и нормы, относящиеся к соответствующему разделу. В первом томе освещены вопросы теории сварочных процессов, металлургии и материаловедения сварки, напряжения и деформации; рассмотрены все классы свариваемых материалов для сварных конструкций, принципы подбора конструкционных материалов и расходных материалов для их сварки; представлены основы проектирования сварных соединений и конструкций, оценка их прочности и долговечности. Значительное место занимают разделы по классификации и сертификации в сварочном производстве, по обеспечению и управлению качеством, по неразрушающему контролю и др.

Кратко, но достаточно полно отражены вопросы компьютеризации сварочного производства, экономики производства сварных конструкций, охраны труда и экологического менеджмента в сварочном производстве. Для практиков, безусловно, ценен раздел, освещающий основную нормативно-технологическую документацию.

Издание ориентировано на специалистов сварочного производства крупных и средних предприятий, студентов учебных заведений, мастеров-сварщиков малых предприятий и специалистов других специальностей, интересующихся теорией и практикой сварки и родственных технологий.

В. Б.



## НАШИ ПОЗДРАВЛЕНИЯ

В апреле исполнилось 60 лет кандидату технических наук Юрию Степановичу Васильеву. Свою трудовую деятельность он начал на Московском автозаводе. После окончания Московского автодорожного института был направлен на работу на «Уралвагонзавод» в г. Нижний Тагил, где сочетал работу инженера передвижной лаборатории прочности с исследовательской и конструкторской деятельностью. С 1971 г. Ю. С. Васильев работает в Институте электросварки им. Е. О. Патона, где прошел путь от инженера до заведующего лабораторией и старшего научного сотрудника отдела оптимизации сварных конструкций новой техники.



Ю. С. Васильев является специалистом в области технологий склеивания металлов и композиционных материалов. При его непосредственном участии созданы и внедрены на предприятиях технологии контактной точечной сварки по слою клея, разработаны клеевые композиции для клеесварных соединений, технологии повышения герметичности сварных конструкций при применении анизобальных клеевых композиций, созданы легкие конструкции из полимерных композиционных материалов. Разработанные клеевые композиции и технологические способы склеивания защищены авторскими свидетельствами и патентами, а по материалам их разработок и исследований опубликовано более 30 работ. В 1990 г. им была защищена кандидатская диссертация на тему «Технология контактной точечной сварки низкоуглеродистых сталей по слою клея на полиуретановой основе».

В настоящее время Ю. С. Васильев занимается разработкой клеесварной технологии восстановления крупногабаритных металлических конструкций при применении высоконаполненных металлокомпозиционных композиций, созданием нанокомпозитных полимерных материалов для клеесварных соединений. Выполняет работы по внедрению технологий создания клеекомбинированных соединений на предприятиях Украины.



## Памяти В. П. Ларионова

5 марта 2004 г. ушел из жизни доктор технических наук, профессор, академик РАН, заслуженный деятель науки Республики Саха Владимир Петрович Ларионов — широко известный в СНГ и за его пределами ученый в области сварочного производства и материаловедения.

Очень цельной, последовательной сложилась судьба В. П. Ларионова, первого академика Российской Академии наук из народа саха-якуты.

Родился Владимир Петрович Ларионов в якутской деревне Балагасы 10 февраля 1938 г. Окончив в 1956 г. с золотой медалью среднюю школу, юноша поступил в один из престижнейших вузов страны — МВТУ им. Н. Э. Баумана, по окончании которого вернулся на родину и в 1962 г. стал работать лаборантом в группе хладостойкости машин и конструкций Якутского филиала СО АН СССР. Группа была организована в 1959 г. по инициативе Н. В. Черского, впоследствии академика. Здесь В. П. Ларионову было поручено решение всех вопросов сварки, а также изучение проблемы хладостойкости и работоспособности сварных конструкций в условиях Севера.

Уже в 1963 г. Владимир Петрович установил прочные творческие связи с Институтом электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, а позже и с другими институтами НАН Украины. В ИЭС им. Е. О. Патона В. П. Ларионовым защищены кандидатская и докторская диссертации. На становление В. П. Ларионова как специалиста-исследователя оказали огромное влияние академики Б. Е. Патон, чл.-кор. НАН Украины Б. С. Касаткин и многие ведущие ученые ИЭС.

С первых дней своей научной деятельности В. П. Ларионов проявил себя способным, глубоко теоретически подготовленным и инициативным работником, пытливым экспериментатором. Это нашло подтверждение уже в первых научных публикациях начинающего исследователя. Почти исключительно на молодом энтузиазме, в условиях далекой научной провинции (поэтому иногда и в состоянии информационного голода) В.П.Ларионов сумел организовать и провести уникальные эксперименты по оценке хладостойкости металлов и их сварных соединений, используя естественные низкие температуры, и получить оригинальные результаты.

Владимир Петрович обладал удивительным качеством — из множества направлений, открывающихся перед исследователями-первоходцами, выбирать наиболее верные, нацеливать на них людей. Талант ученого, организаторские способности, твердая убежденность в правильности выбранных решений быстро сделали его лидером в области технических наук в Якутии.

В 1968 г. В. П. Ларионов организовал и возглавил лабораторию сварки отдела хладостойкости Якутского филиала СО АН СССР. При непосредственном и активном участии В. П. Ларионова в 1970 г. создано самое северное научно-исследовательское учреждение технического профиля — Институт физико-технических проблем Севера СО АН СССР. Владимир Петрович стал заместителем директора по научной работе. В определении приоритетных направлений исследований института, подборе и расстановке кадров молодого института В. П. Ларионов принимал активное участие.

В 1986 г. В. П. Ларионов был избран директором этого института. Всего в якутском научном центре СО Российской академии наук В. П. Ларионов проработал 35 лет, пройдя путь от лаборанта до руководителя крупного научного центра, академика РАН.

Наиболее известны работы В. П. Ларионова в области исследований фундаментальных проблем обеспечения в условиях низких температур требуемой прочности и надежности инженерных машиностроительных конструкций, техники горнодобывающего производства, объектов строительства, энергетики и транспорта, изготавливаемых с использованием технологических процессов сварки. Он создал технологии сварки различных сталей для конструкций в северном исполнении, внес большой вклад в исследование механизмов замедленного разрушения и водородного охрупчивания сварных соединений. В. П. Ларионов — автор более 250 публикаций, в том числе 12 монографий. Под его руководством защищены 20 кандидатских и 7 докторских диссертаций. Он являлся председателем спецсовета по защите кандидатских диссертаций по трем специальностям: «Динамика, прочность машин, приборов и аппаратур», «Трение и износ», «Материаловедение в машиностроении (промышленность и транспорт)».

В 1992 г. Владимир Петрович Ларионов избирался Председателем Президиума Якутского научного центра СО РАН. На этом посту он непосредственно координировал деятельность академических институтов, входящих в его состав, содействуя решению актуальных задач научно-технической политики.

Светлая память о Владимире Петровиче Ларионове навсегда сохранится в сердцах тех, кто знал его и работал с ним.



# ПРОИЗВОДИТЕЛИ ТОВАРОВ И УСЛУГ В ОБЛАСТИ СВАРКИ И РОДСТВЕННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

## СВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ

### **1. Источники питания для дуговой и электрошлаковой сварки**

Авантаж ЧП, Автоген-Техно ООО, Антарес-К ООО, Белгазпромдиагностика, БелСваМо, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Велга Вильнюс ЗАО, Велдинг Эллойс ЗАО, Газстройсервис А ООО, ГРПЗ, ДнепроСварка ООО, Дюкон ПГ, Инвертор плюс Инпат ГВПП, Институт сварки России, Инструменты ООО, Искра ЗАО, ИТС, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЭЭСО АО Коммунар ПО, Корба НПФ, Кристалл М, Кристалл ОАО, Линкор ООО, Машагропром ЗАО, Маяк АО, Мессер, Мобисвар ЗАО, Мульти Саунд компания ЗАО, НГС-Комплект, Оборудование и машины ЗСО, ОЗСО ИЭС, Особые сварочные агрегаты НПВФ ООО, Пещерин ЧП, Плазма НПП ООО, Полтавский турбомеханический завод ПО, Пошук НПП, Президент-Нева ООО, Промэл-2000, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Радис ИЦ, Рик НПФ ООО, Ро-Ар ООО, Рослов, Сварка НПП, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, Симферопольский моторный завод ОАО, Спецэлектрод АО, Стекевич ЗАО, ТАС фирма, Технолазер, Техносваркомплект ООО, Технотрон НПП, Техстрайсервис, Тор фирма, Торговый Дом Сварка СП, Трансмаш ОАО, Триада-Сварка, Уральтермосвар ЗАО, ФЕБ НПП ООО, Фирма СЭЛМА, Фрониус-Факел ООО, Центроэнргомонтаж ОАО, Эконика-Техно ЗАО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО, Элмис ОАО, Элсвар фирма, ЭПИС, Z-Мастер ЗАО

### **2. Полуавтоматы для дуговой сварки**

Авиасварка НТЦ, Автомеханика ЗАО, Антарес-К ООО, Артем ГАХК, Белгазпромдиагностика, БелСваМо, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Велдинг Эллойс ЗАО, Дюкон ПГ, Институт сварки России, Инструменты ООО, Интертехприбор, Искра ЗАО, ИТС, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЭЭСО АО, Коммунар ПО, Корба НПФ, Крейд ООО, Кристалл М, Кристалл ОАО, Линкор ООО, Машагропром ЗАО, Медикомс фирма ООО, Метон МТ ООО, Мульти Саунд компания ЗАО, НГС-Комплект, Навко-Тех фирма, Оборудование и машины ООО, ОЗСО ИЭС, Пещерин ЧП, Полтавский турбомеханический завод ПО, Плазма НПП ООО, Пошук НПП, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Пульсар ММПП, Радис ИЦ, Рик НПФ ООО, Ро-Ар ООО, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, Симферопольский моторный завод ОАО, ТАС фирма, Технолазер, Техносваркомплект ООО, Технотрон НПП, Тор фирма, Торговый Дом Сварка СП, Тесса ООО, Уральтермосвар ЗАО, Фирма СЭЛМА, Фрониус-Факел ООО, Щорский электромеханический завод ОАО, Эконика-Техно ЗАО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО, Элмис ОАО, Элсвар фирма, Z-Мастер ЗАО

### **3. Автоматы для дуговой сварки**

Авантаж ЧП, Авиасварка НТЦ, Белгазпромдиагностика, БелСваМо, Белфлон ЗАО, Вебер КомМеханикс, Велдинг Эллойс ЗАО, Дюкон ПГ, Импульс ОКБ, Институт сварки России, Инструменты ООО, Интертехприбор, Искра ЗАО, ИТС, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЭЭСО АО, Констар ООО, Корба НПФ, Кристалл М, Кристалл ОАО, Мессер, НГС-Комплект, Навко-Тех фирма, НИТИ Прогресс, Оборудование и машины ЗСО, Полисуд С.С.С., Полтавский турбомеханический завод ПО, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Радис ИЦ, Ро-Ар ООО, Рослов, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, Симферопольский моторный завод ОАО, Технолазер, Техносваркомплект ООО, Технотрон НПП, Тор фирма, Торговый Дом Сварка СП, Уральтермосвар ЗАО, Фирма СЭЛМА, Фрониус-Факел ООО, Эконика-Техно ЗАО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО

### **4. Оборудование для электрошлаковой сварки**

Инпат ГВПП, КЭЭСО АО, КЭМЗ СВАРКА ЗАО

### **5. Оборудование и инструмент для дуговой и контактной сварки**

Абикор Бинцель Сварочная Техника ООО, Авантаж ЧП, Агни ООО, Алплаз АОЗТ, АНИТИМ ОАО, Антарес-К ООО, Антек ЗАО, БелСваМо, Бастион, Белфлон ЗАО, Бинцель Украина ГмбХ, Вебер КомМеханикс, Велга АО, Велдотерм, Дюкон ПГ, Ильинский опытный завод механического сварочного оборудования, Инженерный и технологический сервис, Иннопат ГВПП, Инструменты ООО, Интертехприбор, Интерфакел СП, Искра ЗАО, Кермет-У ООО, Кислородный завод ЗАО, Корба НПФ, Красс СП ЗАО, Кристалл М, Кристалл ОАО, КСТ-Авия, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Лига ЗАО, Мессер, Мессер Каттинг и Велдинг, Мидасот-Т ЗАО, Мобисвар ЗАО, Мультиплаз ОАО, НГС-Комплект, Нерпа судоремонтный завод ФГУП, НИТИ Прогресс, НТМ-ПЛЮС ООО, Пензенское КТБ арматуростроения ОАО,

ГВПП, Инструменты ООО, Искра ЗАО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Кермет-У ООО, КЭЭСО АО, Контур-97, Корба НПФ, Корд ООО, Красный выборщик ОАО, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Линкор ООО, Метон МТ ООО, Мидасот-Т ЗАО, НГС-Комплект, НИТИ Прогресс, Орион Гринева ЗАО, Пензенское КТБ арматуростроения ОАО, Пещерин ЧП, Пошук НПП, Прометей ИТЦ, Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования ОАО, Сварка, Северная электротехническая компания, ТАС фирма, Техносваркомплект ООО, Технотрон НПП, Триада-Сварка, Укркомплект, УкрИСП ОАО, Уралэлектромед АО, Фирма СЭЛМА, Фрониус-Факел ООО, Экотехнология ГВП, Экспловед СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электромеханика ОАО, Электротермосвар АО, Элмид-Техно ЗАО, Энерготехника концерн ЗАО

### **6. Оборудование для специальных способов сварки (холодной, трением, плазменной, электронно-лучевой, лазерной, ультразвуковой, высокочастотной и др.), термической обработки**

Булат ОКБ, Велдотерм ООО, Велд Форс, ВНИИ ТВЧ им. В. П. Вологодина, Инпат ГВПП, Искра ЗАО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мессер, Мидасот-Т ЗАО, Мультиплаз ОАО, НИТИ Прогресс, ОЗСО ИЭС, Торговый Дом Сварка СП, УКРСПЕЦТЕРМ ЗАО, Фрониус-Факел ООО, Электромеханика ОАО, ЭЛТЕРМ НПП, ЗАО Selmi, Z-Мастер ЗАО

### **7. Работы сварочные**

АвтоВАЗ, Гранат НПО, Искра ЗАО, Мессер, Навко-Тех фирма, Фрониус-Факел ООО

### **8. Механическое сварочное оборудование**

Ильинский опытный завод механического и сварочного оборудования, Импульс ОКБ, Инпат ГВПП, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Навко-Тех фирма, УкрИСП ОАО

### **9. Оборудование для пайки**

Донмет завод автогенного оборудования ООО, Инпат ГВПП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Лига ЗАО, Мидасот-Т ЗАО, ТАС фирма, Фрониус-Факел ООО, Электротермосвар АО

### **10. Оборудование для наплавки**

Дюкон ПГ, Инпат ГВПП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, КЭЭСО АО, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, НИТИ Прогресс, Плазма-Мастер НПФ, ТАС Фирма, Тена ТЦ ООО, Фрониус-Факел ООО, Электрик ОАО, Электротермосвар АО

### **11. Оборудование для газовой сварки**

Авантаж ЧП, АГА, Барнаульский аппаратурно-механический завод АО, БелСваМо, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Велга АО, ВКЗ ОАО, ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП, Газосварочные аппараты, Джет ЗАО НПФ, Днепрокислород ОАО, ДнепроСварка ООО, Донмет завод автогенного оборудования ООО, Интерфакел СП, Корд ООО, Красс СП ЗАО, Мессер, Мидасот-Т ЗАО, Нерпа судоремонтный завод ФГУП, НИКТИ СП с ОП, Ро-Ар ООО, Сварка-Контакт Сервис НПП, Сварочная техника, Триада-Сварка, Укркомплект, Уралтехгаз ОАО, Элмид-Техно ЗАО

### **12. Оборудование для нанесения упрочняющих и защитных покрытий**

Авантаж ЧП, Автогенмашкомплект ООО, Барнаульский аппаратурно-механический завод, ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП, Институт проблем надежности и долговечности машин, Интерфакел СП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мидасот-Т ЗАО, НИКТИ СП с ОП, Плазма-Мастер НПФ, ТАС фирма, Тена ТЦ ООО, ТОПАС, УкрИСП ОАО, Фрониус-Факел ООО

### **13. Оборудование для газокислородной, плазменной и термической резки металлов**

Абикор Бинцель Сварочная Техника ООО, Авантаж ЧП, Автогенмашкомплект ООО, АГА Украина ОАО, АНИТИМ ОАО, Антек ЗАО, Барнаульский аппаратурно-механический завод АО, БелСваМо, Белфлон ЗАО, Бинцель Украина ГмбХ, Ватра МП, Вектор ФГУП, Велга АО, ВКЗ ОАО, ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП, Дамал ООО, Джет ЗАО НПФ, Днепрокислород ОАО, Донмет завод автогенного оборудования ООО, Дюкон ПГ, ЗОНТ ОАО, Енагро-Торец ООО, Инженерный и технологический сервис, Импульс ОКБ, Инструменты ООО, Интертехприбор, Интерфакел СП, Искра ЗАО, Кермет-У ООО, Кислородный завод ЗАО, Корба НПФ, Красс СП ЗАО, Кристалл М, Кристалл ОАО, КСТ-Авия, КЭМЗ СВАРКА ЗАО, Лига ЗАО, Мессер, Мессер Каттинг и Велдинг, Мидасот-Т ЗАО, Мобисвар ЗАО, Мультиплаз ОАО, НГС-Комплект, Нерпа судоремонтный завод ФГУП, НИТИ Прогресс, НТМ-ПЛЮС ООО, Пензенское КТБ арматуростроения ОАО,

## ИНФОРМАЦИЯ

Пещерин ЧП, Плазмотрон НПФ, Пошук НПП, Рик НПФ ООО, Ро-Ар ООО, Сварка-Контакт-Сервис НПП, Сварочная техника, Сварприбор ООО, Северная электротехническая компания, СКТБ СТО ЗАО, Стецкевич ЗАО, ТАС фирма, Термал-Спрай-Тек, Техмонтажсистем ООО, Торговый Дом Сварка СП, Техмаш АО, Технолазер, Техсторсервис, Ук-рИСП ОАО, Фрониус-Факел ООО, Экотехнология ГВП, Экспловелд СП, Электрик ОАО, Электрик-Микс ЗАО, Электротермосвар АО, Энергомаш ЗАО, Энергомеханика ОАО, Энерготехника концерн ЗАО, Эффект АО

### 14. Оборудование для производства сварочных материалов

#### а) покрытых электродов

Белгазпромдиагностика, Вант, Велма ООО, Инпат ГВПП ИЭС им. Е. О. Патона НТК, НИИмонтаж ОАО, Новэл ЗАО, НПП «Сварпро-М» ООО, ОЗСО ИЭС, Ротекс ЗАО, Спецэлектрод АО, Торговый Дом Сварка СП, Тяжпрессмаш ОАО, Экспловелд СП

#### б) порошковых проволок

НИИмонтаж ОАО, НИЦ МСН, ОЗСО ИЭС НТК

### 15. Оборудование для улавливания сварочных аэрозолей и очистки воздуха в зоне сварки

Агробэлэкс НПП, Амкадор-Рэн-Монарс ЗАО, Гуматекс ЧП, Джмель НПФ ЧП, Дюкон ПГ, Инпат ГВПП, Инструменты ООО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Консар ОАО, Сизод НПФ, СовГлим ЗАО, ФХИЗОСиЧ, Элстат

### 16. Средства индивидуальной защиты сварщика

Авантаж ЧП, Александр Соколов ЧП, Амкадор-Рэн-Монарс ЗАО, Белгазпромдиагностика, Белфлон ЗАО, Ватра МП, Дамал ООО, Изотоп УДВП, ИЛТИП ООО, Инпат ГВПП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мидасот-Т ЗАО, Мульти Саунд компания ЗАО, Рослов, Салют, Сварочная техника, Свич ОАО, Сизод НПФ, Спецдежда МакПКО, Стецкевич ЗАО, Торговый Дом Сварка СП, ФХИЗОСиЧ

## СВАРОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

### 1. Сварочные проволоки сплошного сечения

#### а) низкоуглеродистые и низколегированные

Авантаж ЧП, Алтай ЧНПП, Ассоциация «Электрод», БелСва-МО, Ватра МП, Дамал ООО, Днепрометиз ОАО, Дуга ЗАО, Запорожский сталепрокатный завод ОАО, Инвертор плюс, Инструменты ООО, Интер Метиз ЗАО, Интерхим-М ЗАО, Контакт НПП, Корба НПФ, КроДекс ООО, Метизы Торговый дом ООО, Глазма НПП ООО, Пошук ЗАО НПП, Промэл-2000, Пульсар ММПП, Рослов, Сбормаш ООО, СВ Технология ООО, Сварка (Москва) ООО, Серп и Молот ОАО, Стальметиз ОАО, Торговый Дом Сварка СП, Череповецкий сталепрокатный завод ОАО, Экотехнология НПП, Экспловелд СП, Z-Мастер ЗАО

#### б) высоколегированные проволоки

Авиасварка НТЦ, Ватра МП, ДнепроПССТАЛЬ ОАО, Инструменты ООО, Коин ООО, Серп и Молот ОАО

#### в) для сварки чугуна

Авиасварка НТЦ

#### г) для сварки алюминия и его сплавов

Авиасварка НТЦ, Вилс АО, Инпат ГВПП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК

### 2. Порошковые проволоки и ленты

Арксэл ООО, Велдтек ТМ СП, Вэлдинг Эллойс ЗАО, Грик ООО, Завод сварочных материалов, Интерхим-М ЗАО, Инпат ГВПП, Инструменты ООО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Коин ООО, НИИмонтаж ОАО, НИЦ МСН, ОЗСМ ИЭС, Сабарос ООО, Техникорд СП ООО, Торговый Дом Сварка СП, Торезтврдосплав ОАО, Экотехнология ГВП, Экспловелд СП, Экс-периментальное производство ИЭС им. Е. О. Патона, Элна НПФ

### 3. Покрытые электроды

Авантаж ЧП, Автоген-Техно ООО, «Азововещемаш» концерн, Арксэл ООО, Артеммаш «Вистек» ЗАО, Ассоциация «Электрод», БЕЛКОМ ООО, БелСваМО, Белфлон ЗАО, Бисан МП, БОЗ ФГУП, ВПК ЗАО, Ватра МП, Вэлдинг Эллойс ЗАО, Велма ООО, «АМЗ ВЕНКОН» ОАО, Визма ООО, Газстройсервис А ООО, Гефест, Гомельский завод пусковых двигателей РУП, Грик ООО, Дамал ООО, Днепропетровский экспериментально-исследовательский завод сварочных материалов, Днепрометиз ОАО, ДОН ЗАО, ЗСМ ЗАО,

Ижорские заводы ОАО, Индустря ЗАО, Инпат ГВПП, Инструменты ООО, Интерхим-М ЗАО, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Контакт НПП, Корба НПФ, Кранэкс ОАО, Кременчугский электродный завод, Крюковский вагоностроительный завод ОАО, Лосиноостровский электродный завод ОАО, Межгосметиз-Мценск ОАО, Мидасот-Т ЗАО, Московский электродный завод ОАО, ММК ОАО, МММЗ ОАО, Нальчикский электродный завод ОАО, «Наташа» ЧП, Невинномысский электродный завод ОАО, Нижегородский теплоход завод ОАО, НИИмонтаж ОАО, НИЦ МСН, ОЗСМ ИЭС, ОСП «Элком» ОАО, Орнито НПФ, ОСПАЗ ОАО, ПАТОН-Электрод НПФ, Победа труда машзавод ОАО, Приватбуд ООО, Прометей ИТЦ, Пульсар ММПП, Рослов, Сбормаш ООО, Свами ЗАО, СВАРОГ-Т НПФ, Сварочная техника, СВ Технология ООО, СВЭЛ ОАО, Свэмс ООО, Северная электротехническая компания, СЗСМ «Ротекс» ООО, Сибэс ЗАО, Силур ОАО, СМ НПО им. Фрунзе ОАО, Спецэлектрод ОАО, Стакс ОАО, Стальметиз ОАО, Сычевский электродный завод, Торговый Дом Сварка СП, Торезтврдосплав ОАО, Уралхиммаш ОАО, Харцызский ремонтно-механический завод, Хобэкс ПК, ЧСПЗ ОАО, ШЭЗ ОАО, Экотехнология ГВП, Экспловелд СП, Экспериментальное производство ИЭС им. Е. О. Патона, Электрод ЗАО, Электродный завод АОЗТ, Электродсервис ЗАО, ЭМК-Атоммаш ОАО, Z-Мастер ЗАО

### 4. Присадочные материалы для пайки

Авиасварка НТЦ, Инпат ГВПП, ИЭС им. Е. О. Патона НТК, Мегатекс ЗАО, ОЗСМ ИЭС, Пещерин ЧП, Рослов, Торговый Дом Сварка СП

### 5. Флюсы для сварки

Бастион, Велдтерм, Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий, Ижорские заводы ОАО, Инженерный и технологический сервис, Инпат ГВПП, Инструменты ООО, Интерхим-М ЗАО, Коин ООО, Контур-97, Никопольский завод ферросплавов ОАО, ОЗСМ ИЭС, Сварка, Рослов, Торговый Дом Сварка СП, ЦНИИМАШ НПО

### 6. Неплавящиеся электроды

Авиасварка НТЦ, Инпат ГВПП, «Победит» ОАО, Экспловелд СП

## СТАНДАРТИЗАЦИЯ И СЕРТИФИКАЦИЯ

Институт сварки России, Мидасот-Т ЗАО, Сварка и контроль НУЦ, СепроЗ ГП НТЦ

## ПОДГОТОВКА И ПЕРЕПОДГОТОВКА КАДРОВ

ГАЦ МР НАКС ЗАО, Институт сварки России, Мидасот-Т ЗАО, МУАЦ ИЭС, Сварка и контроль НУЦ

## Указатель организаций и фирм

**Абикор Бинцель Сварочная Техника, ООО**  
129343 Россия, г. Москва,  
ул. Уржумская, д. 4  
тел. +7(095) 189 93 35;  
факс +7(095) 510 64 70  
E-mail: binzel-abicor@yandex.ru

**Авантаж ЧП**  
65005 Украина, г. Одесса,  
ул. Бугаевская, 21  
тел. (0482) 34 04 62; факс (0482) 34 04 75  
03040 г. Киев, ул. Васильковская, 11/11  
тел. (044) 257 23 47; факс (044) 258 03 57  
E-mail: avant@te.net.ua

**Авиасварка НТЦ**  
Украина, г. Киев  
тел./факс (044) 463 76 92; 417 15 17

**АвтоВАЗ АО**  
445663 Россия, г. Тольятти,  
Южное шоссе, 36  
тел. (8482) 37 76 17, 37 69 65;  
тел./факс (8482) 20 40 13

**Автогенмашкомплект ООО**  
03040 Украина, г. Киев, ул. Стельмаха, 10  
тел. (044) 263 01 33; факс (044) 263 40 52

**Автомеханика ЗАО**  
03148 Украина, г. Киев,  
ул. Семьи Сосниных, 7а  
тел./факс (044) 422 50 00

**Агни ООО**  
164502 Россия, г. Северодвинск,  
ул. Лебедева, 16-136  
тел./факс (81842) 4 39 85

**Агробэлэкс НПП**  
220012 Беларусь, г. Минск,  
ул. Толбухина, 16, корп. 1а  
тел. (017) 284 42 81; факс (017) 284 93 43

**«Азовобщемаш» концерн**  
Украина, г. Мариуполь,  
просп. Ильича, 145/147  
тел./факс (0629) 38 43 08

**Аларм ЗАО**  
109383 Россия, г. Москва, ул. Полбина, 45  
тел./факс (095) 354 34 24

**Александр Соколов ЧП**  
222160 Беларусь, г. Жодино,  
ул. Д. Лебедевского, 4  
тел. +375 (1775) 7 01 38;  
факс +375 (1775) 7 01 39  
E-mail: 7650212@mail.ru

**Алплаз АОЗТ**  
125190 Россия, г. Москва,  
Ленинградский просп., 80  
тел. (095) 158 74 82; факс (095) 158 89 38

**Алтэй ЧНПП**  
Украина, г. Днепропетровск,  
ул. Каруны, 16  
тел. (0562) 34 82 01

**АМЗ ВЕНКОН ОАО**  
623785 Россия, г. Артемовский,  
ул. Садовая, 12  
факс (34363) 3 18 80, 3 19 91

**Амкадор-Рэн-Монарс ЗАО**  
220050 Беларусь, г. Минск,  
ул. Промышленная, 6а  
тел. (017) 244 50 01; факс (017) 244 14 11

**АНИТИМ ОАО**  
656002 Россия, г. Барнаул,  
ул. Северо-Западная, 2а  
тел. (3852) 77 56 96; факс (3852) 77 54 97

**Антарес-К ЗАО**  
Россия, г. Москва, просп. Буденного, 28,  
корп. 2  
тел. (095) 366 47 12, 366 52 80  
факс (095) 366 56 82

**АНТЕК ЗАО**

656002 Россия, г. Барнаул,  
ул. Северо-Западная, 2  
тел. (3852) 77 56 96, 77 58 78  
факс (3852) 77 54 97  
E-mail: antek@baranau.ru

**АРКСЭЛ ООО**  
83017 Украина, г. Донецк  
тел. (062) 382 94 44;  
тел./факс (062) 382 94 38

**Артем-Контакт ОАО**  
04050 Украина, г. Киев,  
ул. Мельникова, 2/10  
тел. (044) 211 90 31; факс (044) 213 69 38

**Артеммаш Вистек**  
84500, г. Артемовск, Донецкая обл.,  
ул. Артема, 6  
тел. (062) 332 28 04;  
факс (062) 332 28 05, 332 28 06

**Ассоциация «Электрод»**  
Исполнительная дирекция  
03150 Украина, г. Киев, а/я 362  
тел./факс (044) 227 72 35

**AGA**  
Россия, г. С.-Петербург, ул. Благодатная,  
67 тел. (812) 294 39 33, 327 07 39;  
факс (812) 296 32 14

**AGA Украина ОАО**  
49074 Украина, г. Днепропетровск,  
ул. Кислородная, 1  
тел. (0562) 35 12 26; факс (0562) 34 56 33

**Барнаульский аппаратурно-механический завод АО**  
656031 Россия, г. Барнаул,  
просп. Строителей, 117  
тел. (3852) 22 78 18, 36 71 26, 36 52 38;  
факс (3852) 36 52 27

**Бастион**  
344010, Россия, г. Ростов-на-Дону,  
просп. Соколова, 80  
тел. (8632) 32 47 90, 38 72 32

**Белгазпромдиагностика**  
220073, Беларусь, г. Минск  
ул. Гусевского, 4-608  
тел. (37517) 205 08 68;  
факс (37517) 620 40 06  
E-mail: diag@tut.ru

**БелСвамО**  
220108, Беларусь, Минск  
ул. Корженевского, 12а-303  
тел.: (37517) 227 19 97;  
факс (37517) 278 02 02  
E-mail: belsvamo@infonet.ru

**Белфон ЗАО**  
220050 Беларусь, г. Минск,  
ул. Восточная, 32, корп. 1  
тел. (017) 231 51 02, 231 9262;  
факс (017) 232 10 80, 231 59 76

**Бинцель Украина ГмбХ**  
03056 Украина, г. Киев,  
ул. Полевая, 24, оф. 414  
тел. (044) 456 72 06; факс (044) 455 66 75

**Бисан МГП**  
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11  
тел. (044) 261 58 54; факс (044) 261 55 55

**БОЗ ФГУП**  
04112, Россия, г. Бийск  
тел. (3854) 23 1301, 23 1303  
факс (3854) 25 03 34

**БПК ЗАО**  
214676 Россия, пос. Балашейка,  
Самарская обл., г. Сызрань  
факс (84643) 2 32 39

**Булат ОКБ**  
124489 Россия, г. Москва, Зеленоград,  
Панфиловский просп., 10  
тел. (095) 536 87 28 факс (095) 535 13 80  
E-mail: laser@bulat.comnet.ru

**Вант**

252013 Украина, г. Киев,  
ул. Деревообрабатывающая, 4  
тел. (044) 294 71 69;  
тел./факс (044) 295 91 91, 294 71 69

**Варус ООО**  
Россия, г. С.-Петербург,  
ул. К. Томчака, 20  
тел. (812) 298 21 21; факс (812) 444 58 57

**Ватра МП**  
220064 Беларусь, г. Минск,  
ул. Корженевского, 120, корп. 303  
тел. (017) 227 1997; 2782706;  
факс (017) 278 09 09

**Вебер КоМеханикс ООО**  
109004 Россия, г. Москва,  
тел./факс +7(095) 105 88 87  
E-mail: webwer@weber.ru

**Вектор ОАО**  
620078 Россия, г. Екатеринбург,  
ул. Гагарина, 28  
тел. (3432) 49 62 08; факс (3432) 49 50 66  
E-mail: market@vektor.ru

**Велга Вильнюс ЗАО**  
Литва, г. Швянчченай, ул. Пушу, 27  
тел. +37 02 33 55 23, 01 73 35 86  
факс +3702 13 75 95

**Велдинг Эллойс ЗАО**  
199155 Россия, г. С.-Петербург, а/я 706  
тел./факс +7(812) 323 89 57

**Велдотерм**  
141007 Россия, Московская обл.,  
г. Мытищи-7, ул. Попова, 5  
тел. (095) 586 80 33, 586 80 44;  
факс (095) 583 80 56

**Велд Форс**  
194223 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Курчатова, 10  
тел./факс (812) 55236 88



**Велдтек ТМ СП**  
03056 Украина, г. Киев, ул. Полевая, 24  
тел. (044) 456 02 09; факс (044) 458 34 85  
E-mail: weldtec@iptelecom.net.ua

**Велма ООО**  
тел.: (044) 559 10 71;  
моб.: 8(050) 5555 85 51

**ВИЗМА ООО**  
тел./факс (044) 213 98 21

**Вилс АО**  
121596 Россия, г. Москва, ул. Горбунова, 2  
тел. (095) 444 92 47; факс (095) 448 67 15

**ВКЗ ОАО (Волгоградский кислородный завод)**  
Россия, г. Волгоград  
тел. (8442) 71 65 90;  
факс (8442) 75 86 59, 71 65 00

**ВНИИАВТОГЕНМАШ ФГУП**  
109004 Россия, г. Москва,  
Шелапутинский пер., д. 4  
тел./факс (095) 915 09 60

**ВНИИ ТВЧ им. В. П. Володина**  
194902 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Толстого, 7  
тел. (812) 234 69 57; факс (812) 234 46 52

**Вэлдинг Эллойс**  
199155 Россия, г. С.-Петербург,  
11-я линия, 66  
тел./факс (812) 323 89 57

**Газосварочные аппараты**  
121170 Россия, г. Москва,  
Кутузовский просп., 36, корп. 4, строен. 48  
тел. (095) 249 78 24; факс (095) 249 69 92

**Газстройсервис А ООО**

## ИНФОРМАЦИЯ

127422 Россия, г. Москва,  
ул. Костякова, 10, строен. 1  
тел. +7(095) 979 00 05, 979 31 01  
факс +7(095) 977 67 81  
E-mail: gazstroy@optitrade.ru

**ГАЦ МР НАКС ЗАО**  
107005 РФ, г. Москва, а/я 35  
тел./факс (095) 261 36 11

**Гефест**  
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11  
тел. (044) 261 51 65;  
тел./факс (044) 220 16 19

**Гомельский завод пусковых двигателей РУП**  
246027 Беларусь, г. Гомель,  
ул. Барыкина, 150  
тел. (10375232) 49 43 04  
факс (10375232) 4947 59

**Гранат НПО**  
220600 Беларусь, г. Минск,  
ул. Притыцкого, 62

**Грик ООО**  
253002 Украина, г. Киев, ул. М. Расковой, 11  
тел./факс (044) 516 64 96, 517 36 45

**ГРПЗ (Государственный Рязанский приборный завод)**  
390000 Россия, Рязань, ул. Каляева, 32  
тел. (0912) 29 84 53, 2401 06;  
факс (0912) 21 61 47, 21 7837  
E-mail: postmaster@prifor.ryasan.ru

**Гуматекс ЧП**  
тел./факс (06272) 2 33 65

**Дамал ООО**  
02094 Украина, г. Киев,  
ул. Краковская, 32  
тел./факс (044) 552 20 06, 552 60 80

**Джет ЗАО НПФ**  
Россия, г. Ижевск,  
ул. Красноармейская, 127, а/я 59  
тел. (3412) 78 48 03, 78 59 56;  
факс (3412) 51 09 01

**Джміль НПФ ЧП**  
65003 Украина, г. Одесса,  
ул. Черноморского казачества  
тел./факс (0482) 37 43 46

**Днепрокислород ОАО**  
320074 Украина, г. Днепропетровск,  
ул. Кислородная, 1  
тел. (0562) 27 20 52;  
тел./факс (0562) 29 97 94, 34 56 33

**Днепрометиз ОАО**  
320060 Украина, г. Днепропетровск,  
пер. им. Газеты «Правда», 20  
тел./факс (0562) 34 82 24, 34 82 23

**Днепропетровский экспериментально-исследовательский завод сварочных материалов**  
тел. (0612) 65 89 59

**Днепросварка ООО**  
49129 Украина, 1. Днепропетровск,  
ул. Паникахи, 2, ком. 112  
тел./факс (056) 744 96 45, 744 96 46

**Днепропецсталь ОАО**  
330600 Украина, г. Запорожье  
тел. (0612) 39 73 01; 33 25 35;  
факс (0612) 34 02 16, 33 10 00, 13 17 80

**ДОН ЗАО**  
309641 Россия, г. Новый Аскол,  
пер. Кооперативный, 1  
тел. (07233) 4 56 72;  
факс (07233) 2 22 46, 2 22 45

**Донмет з-д автогенного оборудования ООО**

84331 Украина, Донецкая обл.,  
г. Краматорск, ул. Парковая, 115  
тел. (06264) 44 27 07, 44 15 99;  
факс (06264) 44 26 85, 44 27 89  
E-mail: root@donmet.com.ua

**Дуга ЗАО**

162606 Россия, г. Череповец,  
ул. Комарова, 8  
тел. (8202) 55 78 39;  
тел./факс (8202) 55 17 58

**Дюкон ПГ**  
Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Марата, 77, оф. 27  
тел./факс (812) 326 92 46  
Россия, г. Москва,  
ул. Краснобогатырская, 42, оф. 226  
тел./факс (095) 737 07 11

**Енагро-Торец ООО**  
322007 Украина, Донецкая обл.,  
г. Константиновка, ул. Мирошинченко, 73  
тел./факс (0672) 26 684;  
факс в г. Киеве (044) 553 32 69

**Завод сварочных материалов**  
620066 Россия, г. Екатеринбург, п/я 169  
тел. (34369) 2 68 50; факс (34369) 2 51 06

**Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий**  
330008 Украина, г. Запорожье,  
Южное шоссе, 6  
тел. (0612) 39 23 01, 39 23 68

**Запорожский сталепрокатный завод ОАО**  
330600 Украина, г. Запорожье  
тел. (0612) 39 23 01, 39 23 02;  
факс (0612) 35 65 00, 35 74 26

**Зонт ОАО**  
Украина, г. Одесса,  
просп. маршала Жукова, 103  
тел.(048) 717 00 50, 715 69 40;  
факс (048) 717 00 51  
E-mail: oaozont@zont.com.ua

**ЗСМ ЗАО**  
620066 Россия, г. Екатеринбург, а/я 169  
тел. (34369) 2 68 50, 2 54 85'  
факс (34369) 2 65 27

**Z-Мастер ЗАО**  
107564 Россия, г. Москва,  
ул. Краснобогатырская, 2  
тел./факс +7(095) 742 96 04

**Изотоп УДВП**  
03680 Украина, г. Киев, ул. Горького, 152  
тел. (044) 268 31 34

**Ижорские заводы ОАО**  
196651 Россия, г. С.-Петербург,  
Колпино, просп. Ленина, 1  
тел. (812) 322 88 57, 322 82 86;  
факс (812) 322 86 74, 460 88 43

**ИЛТИП ООО (Институт лазерных технологий и приборостроения)**  
188537 Россия, г. Сосновый Бор,  
Ленинградская обл., ул. Ленинградская, 62  
тел./факс (81269) 2 99 07, 7 20 97

**Ильинский опытный завод механического и сварочного оборудования**  
295200 Украина, Закарпатская обл.,  
пос. Иршава, ул. Радянська, 3  
тел./факс (03144) 2 11 36, 2 17 36

**Импульс ОКБ**  
220121 Беларусь, г. Минск,  
ул. Лепцинского, 8  
тел. (017) 258 94 09, 258 91 95;  
факс (017) 258 91 20

**Инвертор плюс**  
460858 Россия, г. Оренбург,  
просп. Автоматики, 8  
тел./факс (3532) 65 47 30

**Индустрия ЗАО**  
Украина, г. Луганск, ул. К. Либкнехта, 38  
тел./факс (0642) 52 12 52

**Инженерный и технологический сервис**  
195251 Россия, г. С.-Петербург,  
Комендантский пр., 23, корп. 1  
тел./факс +7(812) 320 61 61  
E-mail: office@ltscompany.spb.ru

**Иннат ГВТП**

03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11  
тел. (044) 268 12 54, 227 46 66;  
факс (044) 269 77 87

**Институт проблем надежности и долговечности машин**  
220072 Беларусь, г. Минск,  
ул. Скорины, 12  
тел. (0172) 68 58 63; факс (0172) 68 54 09

**Институт сварки России**  
194100 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Литовская, 10  
тел. (812) 245 83 12; факс (812) 245 01 02

**Институт электросварки (ИЭС) им. Е. О. Патона НТК**  
03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11  
тел. (044) 227 63 02; факс (044) 268 04 86

**Инструменты ООО**  
01033 Украина, г. Киев,  
ул. Саксаганского, 24, комн. 21  
тел. (044) 251 80 30; факс (044) 531 98 66

**Интер**  
03680, Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11  
тел./факс (044) 269 09 60

**Интер Метиз ЗАО**  
тел./факс (05692) 3 24 29

**Интертехприбор**  
105094 Россия, г. Москва,  
ул. Б. Семеновская, 42  
тел. +7(095) 369 37 00, 369 02 68  
факс +7(095) 369 52 19  
E-mail: info@tdev.ru

**Интерфакел СП**  
Украина, Киевская обл.,  
Броварской р-н, с. Княжичи  
тел. (294) 5 05 35, 5 64 04  
факс (294) 6 06 00

**Интерхим-М ЗАО**  
252107 Украина, г. Киев, ул. Подгорная, 1  
тел. (044) 219 41 73, 219 41 65;  
факс (044) 21941 70

**Искра ЗАО**  
623131 Россия, Свердловская обл.,  
г. Первоуральск, пос. Новоуткинск,  
ул. Партизан, 23  
тел./факс (34392) 9 40 37, 9 43 02,  
9 44 41, 9 52 02  
E-mail: iskrazao@uraltc.ru

**Кермет-У ООО**  
61125 Украина, г. Харьков,  
ул. Нетеченская набер., 15  
тел./факс (0572) 23 51 20  
E-mail: itl2022@online.kharkov.ua



**КЗЭСО АО**  
326800 Украина, Херсонская обл.,  
г. Каховка, ул. Пушкина, 109  
тел. (0536) 4 62 23, 3 59 67;  
факс (0536) 4 10 41, 4 03 22  
E-mail: market@kzeso.com

**Кислородный завод ЗАО**  
36061 Украина, г. Киев,  
просп. Отрадный, 93/2  
тел. (044) 483 13 84, 484 44 06

**Коин ООО**  
01601 Украина, г. Киев,  
ул. Горького, 56/15, корп. 2  
тел. (044) 261 54 01; факс (044) 227 11 55

**Коммунар ПО**  
310681 Украина, г. Харьков, ул. Рудика, 8  
тел. (0572) 44 71 42, 44 78 46;  
факс (0572) 707 01 72, 244 71 37  
E-mail: sbyt@tvset.com.ua

**Консар ОАО**  
607190 Россия, г. Саров, Нижегородская обл.,  
Рабочий пер., 17а  
тел. (83130) 4 39 72;  
факс (83130) 5 95 68, 4 37 75  
E-mail: sale@consar.sar.ru



## ИНФОРМАЦИЯ

тел. +7(095) 483 11 61  
E-mail: tdm@obmash.ru

### ОЗСМ ИЭС

04112 Украина, г. Киев, ул. Е. Телиги, 2  
тел. (044) 456 63 69;  
факс (044) 456 64 95, 456 63 08

### ОЗСО ИЭС

252042 Украина, г. Киев, ул. И. Кудри, 7  
тел. (044) 261 19 85, 269 27 23;  
факс (044) 269 23 31

### Орион фирма

197046 Россия, г. С.-Петербург,  
Большой Сапсаньевский просп., 32  
тел./факс (812) 324 77 25, 324 77 35

### ОСПАЗ ОАО

302025 Россия, г. Орел,  
ул. Раздельная, 105  
тел. (08622) 3 92 28; факс (095) 937 01 29

### Орнитоф НПФ

69035 Украина, г. Запорожье,  
просп. Ленина, 1706, комн. 48  
тел. (0612) 34 14 18, 33 41 32;  
факс (0612) 13 41 32, 13 52 00

### Особые сварочные агрегаты НПВФ ООО

111250 Россия, г. Москва,  
ул. Красноказарменная, 12  
тел. (095) 361 98 31; факс (095) 361 97 93

### ОСП «Элком» ОАО

681000 Россия, г. Комсомольск-на-Амуре,  
ул. Аллея Труда, 1  
тел./факс (42172) 4 50 80

### ПАТОН-Электрод НПФ

тел./факс (044) 227 46 41

### Пензенское КТБ арматуростроения ОАО

440060 Россия, г. Пенза,  
просп. Победы, 75  
тел./факс (8412) 45 78 03, 45 78 04

### Пещерин ПП

тел. (044) 239 11 40, 239 11 41;  
факс (044) 268 09 49

### Плазма-Мастер НПФ

03134 Украина, г. Киев, ул. Якутская, 14  
тел./факс (044) 475 35 98, 267 13 70

### Плазма НПП ООО

Россия, г. Ростов-на-Дону,  
ул. Вавилова, 69  
тел. (8632) 77 46 43;  
тел./факс (8632) 77 47 85  
E-mail: plazma@vov.ru

### Плазмotron НПМП

тел./факс (044) 456 23 36, 456 40 50

### Победа труда машзавод ОАО

Украина, г. Артемовск, Донецкая обл.  
тел. (06274) 20 731; факс (06274) 64 174

### Победит ОАО

362001, Россия, г. Владикавказ,  
ул. Дивизионная, 1  
тел. (8672) 76 94 92; факс (8672) 76 90 60  
E-mail: pobedit@osetia.ru

### Полисуд С.С.С.

109044 Россия, г. Москва,  
ул. Земляной Вал, 66/20  
тел. (095) 564 86 81; факс (095) 564 86 82

### Полтавский турбомеханический завод

тел. (05322) 29 448, 24 970;  
факс (05322) 72 466

### ПОШУК НТП

03022 Украина, г. Киев,  
ул. Васильковская, 27/1  
тел. (044) 263 42 90, 263 42 05

### Президент-Нева ООО

194156 Россия, г. С.-Петербург,  
просп. Энгельса, 16/2  
тел. (812) 244 03 00; факс (812) 244 02 86

### Приватбуд ООО

тел./факс (05692) 3 02 42

### Прометей ИТЦ

142300 Россия, Московская обл.,  
г. Чехов, ул. Производственная, 1  
тел./факс (09672) 62 784, 22 933;  
тел./факс в г. Москве (095) 946 28 10

### Прометей ЦНИИКМ

193015 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Шпалерная, 49  
тел. (812) 274 37 96; факс (812) 274 17 07

### Промэл-2000

115522 Россия, г. Москва, Пролетарский  
просп., 21, корп. 2  
тел. (095) 241 48 28, 241 53 26;  
факс (095) 244 76 02

### Псковский завод тяжелого электросварочного оборудования

180650, Россия, г. Псков, ул. Новаторов, 3  
тел./факс (8112) 53 5949

### Пульсар ММПП

302030 Россия, г. Орел, ул. Революции, 1  
тел. (08622) 55 747; факс (08622) 58 176

### Радис ИЦ

109088 Россия, г. Москва,  
ул. Шарикоподшипниковская, 4  
тел. (095) 275 89 64; факс (095) 913 87 25  
E-mail: radis@asvt.ru

### Рик НПФ ООО

410740 Россия, г. Саратов,  
ул. Астраханская, 77  
тел. (8452) 51 20 80

### Ро-Ар ООО

127276 Россия, г. Москва,  
ул. Ботаническая, 14  
тел. (095) 401 41 44, 401 45 38;  
факс (095) 401 41 66

### Рослов

129366 Россия, г. Москва,  
ул. Ярославская, 17  
тел./факс +7(095) 789 60 57

E-mail: mail@roslov.com

### СЗСМ «Ротекс» ООО

115088 Россия, г. Москва,  
ул. Угрешская, 14, строен. 2  
тел./факс (095) 741 66 41  
E-mail: czcm@rotex.msk.ru

### Сабарос ООО

121614 Россия, г. Москва,  
ул. Крылатские холмы, 47, оф. 4  
тел. (095) 414 57 65/74/85;  
факс (095) 414 57 94

E-mail: info@tastd.ru

### Салют

109451 Россия, г. Москва,  
ул. Братиславская, 18  
тел./факс (095) 345 02 87, 345 02 88

### Сбормаш ООО

Украина, Донецкая обл., г. Краматорск,  
пос. Конструй, 1  
тел./факс (06264) 6 03 66, 6 05 82

### Свама ЗАО

196653 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Вавилова, 5  
тел. (812) 322 86 74;  
факс (812) 322 86 74, 482 10 17

### Сварка

198096 Россия, г. С.-Петербург,  
Дорога на Турухтанские острова, 10  
тел. (812) 184 14 56; факс (812) 184 14 74

### Сварка и контроль НУЦ

107005 Россия, г. Москва,  
2-я Бауманская ул., 5  
тел. (095) 263 68 02, 267 34 56;  
факс (095) 261 42 57

### Сварка (Москва) ООО

117218 Россия, г. Москва,  
ул. Крикуновского, 21/33, корп. 1  
тел./факс +7(095) 124 25 15, 124 27 26

### Сварка НПП

115516 Россия, г. Москва,  
Кавказский бульв., 59  
тел. (095) 119 90 82;  
тел./факс (095) 325 96 32

### Сварка-Контакт-Сервис НПП

194100 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Литовская, 10  
тел./факс (812) 245 22 40

### СВАРОГ-Т НПФ

445007 Россия, г. Тольятти,  
ул. Ларина, 139а  
тел./факс (8428) 22 93 63

### Сварочная техника

630032 Россия, г. Новосибирск,  
ул. Станционная, 2/2  
тел. (3832) 49 98 07; факс (3832) 41 90 67

### Сварприбор ООО

61023 Украина, г. Харьков,  
ул. Сумська, 124, оф. 2  
тел. (0572) 14 09 63, 43 94 66;  
тел./факс (0572) 14 09 63

### Свичтоch ОАО

84500, Украина, г. Артемовск,  
ул. Соборная, 69  
тел. (06274) 6 06 07;  
факс (06274) 6 06 17

E-mail: info@SpecObuv.com.ua

### СВ Технология ООО

21034 Украина, г. Винница,  
ул. К. Маркса, 52  
тел. (0432) 27 54 60;  
тел./факс (0432) 26 33 04

### СВЭЛ ОАО

198096 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Корабельная, 6  
тел. (812) 184 96 43, 184 72 96;  
тел./факс (812) 325 37 65, 325 37 66

### Свэмс ООО

Россия, г. Москва,  
Ленинградский просп., 80/1  
тел./факс (095) 799 92 64

### Северная электротехническая компания

199048 Россия, г. С.-Петербург,  
В. О. 16 линия, д. 1  
тел. (812) 320 70 05, 327 68 67

### СЕПРОЗ ГП НТЦ

03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11  
тел. (044) 220 94 95; факс (044) 268 04 86

### Серп и Молот (ММЗ) ОАО

109033 Россия, г. Москва,  
Золоторожский вал, 11  
тел. (095) 362 92 50, 278 30 30;  
факс (095) 362 94 21

### Сибэс ЗАО

625059 Россия, г. Тюмень, Великанский  
тракт, 6 км, Северо-Восточный промзел,  
а/я 2860  
тел. (3452) 39 75 07, 39 75 92;  
тел./факс (3452) 39 75 01, 39 75 07

### Сизод НПФ

195298 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Белорусская, 6/2  
тел. (812) 525 73 09, 521 89 13  
факс +7(812) 525 07 37  
E-mail: info@sizod.spb.ru

### Сиулр ОАО

Украина, г. Харьков, ул. Филатова, 9  
тел./факс (06257) 463 11

### Симферопольский моторный завод

95690 Украина, г. Симферополь,  
ул. Генерала Васильева, 27а  
тел./факс (0652) 48 61 24, 48 61 21  
E-mail: simz@crimca.com

### СКТБ СТО ЗАО

662608 Россия, г. Минусинск,  
Красноярский край, ул. Ленина, 56  
тел. (39132) 203 14; факс (39132) 2 12 34  
E-mail: postmaster@sktb.krasnoyarsk.ru

### СМНПО им. Фрунзе ОАО

г. Сумы, ул. Горького, 58  
тел. (0542) 25 41 72

### СовПлим ЗАО

195279 Россия, г. С.-Петербург,  
ш. Революции, 102

- тел. (812) 52730 90, 52748 60;  
факс (812) 227 26 10, 52747 11
- Спецодежда МакПКО**  
339000, Украина, г. Макеевка,  
ул. 188 павших революционеров  
тел. (06232) 6 14 50; факс (06232) 6 10 21
- Спецэлектрод АО**  
109316 Россия, г. Москва,  
Волгоградский просп., 41  
тел. (095) 177 00 33, 177 00 38;  
факс (095) 173 02 84, 173 07 87  
E-mail: postmaster@spetselectrode.ru
- Стакс ОАО**  
346370 Россия, г. Красный Сулин,  
ул. Заводская, 1  
факс (8632) 61 85 30 (коммут.)
- Стальметиз ОАО**  
Украина, г. Одесса, ул. Известковая, 52  
тел. (0482) 23 40 85
- Стецкевич ЗАО**  
220104 Беларусь, г. Минск,  
ул. М. Лынькова, 19, корп. 2  
тел. (017) 228 51 28, 228 52 25, 228 50 28;  
факс (017) 228 51 28
- Сычевский электродный завод**  
215280 Россия, г. Сычевка, Смоленской  
обл., ул. Б. Пролетарская, 34  
тел. (08130) 4 11 09, 4 1641;  
факс (08130) 4 25 63
- Selmi ЗАО**  
40009, Украина, г. Сумы,  
ул. Комсомольская, 68а  
тел. +38(0542) 28 55 83  
факс (054) 222 14 14  
E-mail: market@selmi.ua
- ТАС фирма**  
121614 Россия, г. Москва,  
ул. Крылатские холмы, 47  
тел. (095) 414 57 65, 414 57 74;  
факс (095) 414 5794
- Тена ТЦ ООО**  
109202 Россия, г. Москва, ш. Фрязев, 17  
тел./факс (095) 787 33 16, 787 33 17
- Термал-Спрайт-Тек**  
129336 Россия, г. Москва, а/я 1  
тел. (095) 475 89 78; факс (095) 474 69 05
- Техстройсервис**  
129807 Россия, г. Москва, 3-я Мытищинская ул., 3, завод «Металлист»,  
ВПТИ «Тяжмаш», оф. 801  
тел./факс (095) 287 20 82, 287 05 60
- Техмаш АО**  
65031 Украина, г. Одесса,  
ул. Промышленная, 14  
тел. (0482) 731 16 19, 731 16 23;  
факс (0482) 731 08 03  
E-mail: marketing@techmach.com.ua
- Техмонтажсервис ООО**  
170000 Россия, г. Тверь,  
ул. Радищева, 11, оф. 15  
тел./факс (0822) 33 50 04
- Техномонтажсистем ООО**  
170039 Россия, г. Тверь,  
ул. Паша Соловьевой, 62  
тел./факс (0822) 55 33 66;  
факс (0822) 55 33 66  
E-mail: tmsyst@tvcom.ru
- Техникорд СП ООО**  
140000 Россия, Московская обл.,  
г. Люберцы, Октябрьский пр., 259а  
тел. +7(095) 554 70 88, 554 61 69  
факс: +7(095) 554 74 46
- Технолазер**  
тел./факс (0512) 46 14 29, 36 91 20
- Техносваркомплект ООО**  
194156 Россия, г. С.-Петербург,  
просп. Энгельса, 29/1  
тел. (812) 553 45 98;  
тел./факс (812) 553 21 08
- Технотрон НПП**
- 428015 Россия, г. Чебоксары,  
ул. Урукова, 17а  
тел. (8352) 42 51 70; факс (8352) 42 53 50  
E-mail: sales@technotron.ru
- ТОПАС**  
Украина, г. Киев  
тел. (044) 488 90 50; факс (044) 472 37 35
- Торговый Дом Сварка СП**  
03650 Украина, г. Киев,  
просп. Акад. Глушкова, 1, НВЦ, пав. № 21  
тел./факс (044) 251 93 76, 251 93 74
- Тореэствердосплав ОАО**  
86604 Украина, г. Торез, ул. Трудовая, 83  
тел./факс (06254) 3 21 33
- Тор фирма**  
123308 Россия, г. Москва, а/я 6  
тел. (095) 365 04 63;  
тел./факс (095) 365 10 63
- Трансмаш ОАО**  
187554 Россия, г. Тихвин,  
Ленинградской обл.  
тел./факс (81267) 1 29 33
- Триада-Сварка**  
тел. (0612) 33 1 58, 34 23 99
- Тэсса ООО**  
410078 Россия, г. Саратов,  
ул. Железнодорожная, оф. 87  
тел. 51 20 80, 52 08 70
- Тяжпрессмаш ОАО**  
391000 Россия, г. Рязань  
тел. (0912) 53 01 66; факс (0912) 36 21 76
- УкрИСП ОАО**  
03056 Украина, г. Киев, ул. Полевая, 24  
тел. (044) 241 97 69; факс (044) 446 74 05
- УКРСПЕЦТЕРМ ЗАО**  
01042 Украина, г. Киев, а/я 217  
тел./факс (044) 220 82 20, 261 55 10
- Уралтермосвар ЗАО**  
620014 Россия, г. Екатеринбург,  
ул. Московская, 49, оф. 67  
тел. +7(3432) 76 46 80, 76 59 82  
факс: +7(3432) 76 33 38, 12 64 59  
E-mail: welduts@nexcom.ru
- Укркомплект**  
83017 г. Донецк, бульв. Шевченко, 27  
тел. (0622) 91 66 89, 9743 86;  
факс (062) 332 35 70
- Уралтехгаз ОАО**  
620134 Россия, г. Екатеринбург,  
ул. Монтажников, 3  
тел. (3432) 52 44 12; факс (3432) 73 60 60
- Уралхиммаш ОАО**  
620010 Россия, г. Екатеринбург,  
пер. Хибиногорский, 33  
тел. (4332) 27 20 50, 21 74 00;  
факс (3432) 27 50 92
- Уралэлектромедь АО**  
624080 Россия, Свердловская обл.,  
г. Верхняя Пышма, ул. Ленина, 1  
тел. (34368) 46 121, (3432) 65 90 71, 65 90  
73; факс (3432) 65 90 70
- ФЕБ НПП ООО**  
195220 Россия, г. С.-Петербург  
тел. (812) 535 20 19, 545 41 96
- Фирма СЭЛМА**  
333600 Украина, г. Симферополь,  
ул. Генерала Васильева, 32а  
тел. (0652) 48 57 96, 48 18 62, 48 59 12;  
тел./факс (0652) 48 60 82, 48 19 73  
E-mail: sales@selma.chrimea.ua
- Фрониус-Факел ООО**  
252022 Украина, Киевская обл.,  
Броварской р-н, с. Княжики, ул. Славы  
тел. (04494) 54 170, 62 768;  
факс (04494) 62 767
- ФХиЗОС и Ч**  
65026 Украина, г. Одесса,  
ул. Преображенская, 3  
тел./факс (0482) 23 11 16  
E-mail: eksvar@ukr.net
- Харцызский ремонтно-механический завод**  
Харцызск, пос. Горное, 3-й участок  
тел.(06257) 9 52 26
- Хобекс промышленная компания**  
400075 Россия, г. Волгоград,  
ул. 51-я Гвардейская, 16  
тел./факс (8442) 35 66 85, 31 62 40, 35 67  
98, 34 13 12, 35 66 85, 35 67 98
- Центрэнергомонтаж ОАО**  
220033, Беларусь, г. Минск  
1-й Велосипедный пер., 7  
тел./факс (37517) 221 98 00
- ЧННИИТМАШ НПО**  
тел. (095) 275 87 26;  
факс (095) 274 33 65
- Череповецкий сталепрокатный завод ОАО**  
162600 Россия, г. Череповец, Вологодской  
обл., ул. 50-летия Октября, 1/33  
тел./факс (8202) 22 47 79, 22 48 98,  
98 82 63
- Шэз ОАО**  
641884 Россия, г. Шадринск,  
ул. Свердлова, 128  
тел./факс (35253) 5 06 98, 5 03 30
- Шорский электромеханический завод ОАО**  
162600, Украина, Черниговская обл.,  
г. Щорс, ул. 30 лет Победы, 39  
тел./факс (04654) 2 15 46
- Эконика-Техно ЗАО**  
111395 Россия, г. Москва, а/я 181  
тел. (095) 374 99 26, 374 99 27, 374 99 88,  
374 99 95, 374 99 06; факс (095) 374 67 51
- Экотехнология ГВП**  
03680 Украина, г. Киев, ул. Горького, 62  
тел. (044) 220 15 89, 227 65 02;  
факс (044) 227 37 13, 268 31 98
- Экоорус-венто НПП**  
195027 Россия, г. С.-Петербург, Красногвардейская пл., 2  
тел. (812) 2246991, 2242421;  
факс (812) 224 69 98
- Экспловелд СП**  
01042 Украина, г. Киев, ул. И. Кудри, 5  
тел./факс (044) 268 36 28, 295 35 38
- Экспериментальное производство ИЭС им. Е. О. Патона**  
03680 Украина, г. Киев, ул Горького, 56  
тел. (044) 227 55 11
- Электрик ОАО**  
197376 Россия, г. С.-Петербург,  
просп. Медиков, 10  
тел. (812) 234 40 45; факс (812) 234 17 79
- Электрик-Микс ЗАО**  
197376 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Акад. Павлова, 8  
тел. (812) 234 49 20;  
факс (812) 245 49 70  
E-mail: elmix@master.ru
- Электрод ЗАО**  
г. Полтава, ул. Зенковская, 55  
тел.(05322) 7 35 59
- Электродный завод АОЗТ**  
194100 Россия, г. С.-Петербург,  
ул. Литовская, 12  
тел./факс (812) 245 02 59, 245 14 60,  
245 06 85
- Электромеханика ОАО**  
172350 Россия, Тверская обл., г. Ржев,  
Заводское шоссе, 2  
тел. (8232) 20 606, 22 950;  
тел./факс (8232) 23 012
- Электродсервис ЗАО**  
111524 Россия, г. Москва,  
ул. Электродная, 13  
тел./факс (095) 965 67 50
- Электротермосвар АО**

## ИНФОРМАЦИЯ

103918 Россия, г. Москва, Газетный пер., 5  
тел. (095) 229 18 26, 229 27 29, 229 00 59;  
факс (095) 291 30 27

**Элмид-Техно ЗАО**  
123007 Россия, г. Москва, Хорошевское  
шоссе 38, корп. 1, оф. 525  
тел. (095) 941 07 16, 941 0305;  
факс (095) 941 08 96  
E-mail: svarka@elmid.ru

**Элмис ОАО**  
02099 Украина, г. Киев,  
ул. Бориспольская, 9  
тел. (044) 566 87 22, 566 72 76;  
факс (044) 566 87 22

**Элна НПФ**  
03680 Украина, г. Киев,  
ул. Антоновича, 69

тел. (044) 261 50 25, 261 55 17;  
факс (044) 261 50 25

**Элсвар фирма**  
144000 Россия, Московская обл.,  
г. Электросталь, Фрязевское шоссе, 7  
тел. (09657) 3 04 42; факс (09657) 3 31 63  
E-mail: elsvvar@elektrostal.ru

**Элстат**  
109316 Россия, г. Москва,  
Остаповский проезд, 13  
тел./факс (095) 276 61 84, 276 76 12

**ЭЛТЕРМ НПП**  
620078 Россия, г. Екатеринбург,  
ул. Студенческая, 51  
тел./факс (3432) 4 49 93  
E-mail: elterm@mail.ur.ru

**ЭМК-АТОММАШ ОАО**

347340 Россия, г. Волгодонск  
тел. (86392) 5 46 92, 5 40 34;  
факс (86392) 5 46 92

**Энерготехника концерн ЗАО**  
193079 Россия, г. С.-Петербург  
Октябрьская наб., 106, а/я 58  
тел./факс (812) 324 53 88

**ЭПИС ООО**  
Украина, г. Киев  
тел./факс (044) 261 51 02, 261 58 44

**ЭФФЕКТ АО**  
тел./факс (0482) 215 968

**Юмис ООО**  
Украина, г. Днепропетровск,  
ул. Дзержинского, 19/21, комн. 42  
тел. (0562) 47 78 92

**ЗАИНТЕРЕСОВАННЫХ В РАЗМЕЩЕНИИ ИНФОРМАЦИИ просим обращаться по адресу:**  
**03680 Украина, г. Киев, ул. Боженко, 11, редакция журнала «Автоматическая сварка».**  
**Тел. (044) 227 63 02; тел./факс (044) 269 26 23.**  
**E-mail: journal@paton.kiev.ua**

**ООО Судиславский завод  
сварочных материалов  
«РОТЕКС»**

**Р**ОТЕКС  
СВАРКА

- ☛ Разработка и изготовление сварочных и наплавочных электродов различного назначения на собственных мощностях
- ☛ Изготовление и поставка шихтовых смесей и проволоки для газовой сварки
- ☛ Поставка компонентов для электродных покрытий
- ☛ Поставка сварочной проволоки, в том числе высокоприваренной
- ☛ Инжиниринг

**ООО СЗСМ «РОТЕКС»**  
Представительство:  
115088, г. Москва, ул. Угрешская 14, стр. 2  
Тел./факс: (095) 741-66-41  
E-mail: czem@rotex.msk.ru

**ГЕФЕСТ**™  
г. Киев, 03150,  
ул. Боженко, 11  
[www.gefest-sv.com.ua](http://www.gefest-sv.com.ua)  
[gefest-sv@kievweb.com.ua](mailto:gefest-sv@kievweb.com.ua)  
**т. 261-51-65; 227-88-33; т/ф 220-16-19**

**Производство высококачественных  
электродов для:**

- ☛ Сварки высоколегированных сталей
  - ОВА-4      • ЦА-11      • ЗА-48М/22
  - АНОК-1      • АНОК-2      • ЦР-16
- ☛ Сварки теплоустойчивых сталей
  - ЦУ-4      • ЦА-39      • ТМУ-21У
  - ТМЛ-1У      • ТМЛ-3У
- ☛ Наплавки слоев со специальными  
свойствами
  - ЦН-12М      • ЦН-4Л      • ННИ-48Г
  - Т-890      • НР-70      • ЦЧ-4
  - Гефест-4 (ОЗН-4)
- ☛ А также множество других марок  
на заказ

**ГОРЕТЬ, ЧТОБЫ СОЗДАВАТЬ!**  
**Вся продукция Сертифицирована**

**КЗЭСО** "Каховский завод электросварочного оборудования"

**ИЗГОТАВЛИВАЕТ И ПРЕДЛАГАЕТ  
ЭЛЕКТРОСВАРОЧНОЕ ОБОРУДОВАНИЕ:**



- ✓ сварочные трансформаторы от 250 до 500 А
- ✓ сварочные выпрямители от 160 до 1200 А
- ✓ полуавтоматы для сварки в среде защитных газов от 140 до 600 А
- ✓ автоматы для сварки и наплавки от 200 до 1250 А
- ✓ машины для контактной точечной, шовной и стыковой сварки

**Украина, 74800,  
Херсонская обл.  
г. Каховка, ул. Пушкина, 109  
Тел.: (05536) 3-34-52, тел./факс: (05536) 3-31-65**

**... ABICOR BINZEL**

Ведущий производитель сварочных горелок в среде СО<sub>2</sub> и аргоне, а также робототехники и сварочных аксессуаров

Более 50 лет опыта в производстве сварочного оборудования и разработки новых технологий

Принцип "мыслить глобально" не останавливается даже при реализации

**Бинзель Украина ГмбХ – дочернее предприятие группы АВИКОС**

полная линейка комплектующих для сварочного оборудования (горелки МБ/ММБ, ИЧО/ТЮ, плавленные разрядки, электрододержатели, расходные материалы)

поддержка в решении комплексных задач по автоматизации и роботизации сварочного процесса

постоянное наличие стандартного оборудования и расходных материалов на складе

Quick Turn обслуживание и поставки в регионы через сеть официальных дистрибуторов и региональных дилеров



**ПНП Бинзель Украина ГмбХ**  
ул. Полтавская, 24 (офис 414)  
03056, г. Киев  
Тел.: (044) 456 7206  
Факс: (+38 044) 455 6675  
E-mail: [pni@binzel-binzel.com](mailto:pni@binzel-binzel.com)  
[www.binzel-binzel.com](http://www.binzel-binzel.com)