

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

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

МЕЖДУНАРОДНЫЙ РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:

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

УЧРЕДИТЕЛИ:

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

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

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

Свидетельство о государственной
регистрации КВ 4788
от 09.01.2001

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

За содержание рекламных
материалов редакция журнала
ответственности несет

Цена договорная

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П., Миходуй О. Л. Влияние повторного нагружения на эффективность электродинамической обработки алюминиевого сплава АМг6 и его сварных соединений	3
Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Алексеенко Т. А., Бердникова Е. Н., Жданов С. Л., Кушнарева О. С., Максименко А. А. Влияние легирования швов на структуру и свойства сварных соединений стали 17Х2М	7
Ищенко Д. А. Применениеnanoструктурных прослоек в соединениях трудносвариваемых материалов на алюминиевой основе (Обзор)	16
Белоус В. Ю., Ахонин С. В. Формирование сварных соединений титана в узкий зазор с управляемым магнитным полем	22
Нарва В. К., Маранц А. В. Получение градиентных покрытий на титановой основе методом лазерной наплавки	27
Карпаченко А. А. Электродуговое напыление металлокерамических и металлостеклянных покрытий	31

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

Лабур Т. М. Технологические возможности повышения надежности сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов	35
Коломийцев Е. В., Серенко А. Н. Влияние поверхностного упрочнения и аргонодуговой обработки на усталость сварных соединений конструкций металлургического производства	41
Шелягин В. Д., Лукашенко А. Г., Лукашенко Д. А., Бернацкий А. В., Гаращук В. П., Луценко В. И. Лазерная сварка тонколистовой нержавеющей стали	45
Шевченко Н. В., Скачков И. О., Пономарев В. Е. Методика оценки сварочных свойств источников питания для дуговой сварки	50

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

Степахно В. И., Копылов Л. Н., Зеленченок Г. С. Модернизация электрической схемы аппарата А-1150 для сварки вертикальных швов	54
---	----

ХРОНИКА

Международная конференция «Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях»	57
А. И. Акулову — 85	58

ИНФОРМАЦИЯ

Производители сварочных материалов, имеющие сертификат соответствия в системе УкрСЕПРО, выданный в НТЦ «СЕПРОЗ» (по состоянию на 01.01.2011 г.)	59
---	----

Avtomaticheskaya Svarka

№ 4 (696)

April 2011

Published since 1948

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief
B. E. PATON

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

THE INTERNATIONAL EDITORIAL COUNCIL:

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

FOUNDERS:

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

PUBLISHER:
International Association «Welding»

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

Editors:

E. N. Kazarova, T. V. Yushtina
Electron gallery:
I. R. Naumova,

I. V. Petushkov, A. I. Sulima
State Registration Certificate
KV 4788 of 09.01.2001

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

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

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Lobanov L. M., Pashchin N. A., Loginov V. P., Mikhoduy O. L. Effect of repeated loading on effectiveness of electrodynamic treatment of aluminium alloy AMg6 and its welded joints	3
Markashova L. I., Poznyakov V. D., Alekseenko T. A., Berdnikova E. N., Zhdanov S. L., Kushnareva O. S., Maksimenko A. A. Effect of weld alloying on structure and properties of welded joints of steel 17Kh2M	7
Ishchenko D. A. Application of nanostructured interlayers in compounds of hard-to-weld materials on aluminium base (Review)	16
Belous V. Yu., Akhonin S. V. Formation of welded joints in narrow-gap magnetically — controlled arc welding of titanium	22
Narva V. K., Marants A. V. Producing of gradient coating on titanium base using method of laser surfacing	27
Karpechenko A. A. Electric arc spraying of ceramet and metal-glass coatings	31

INDUSTRIAL

Labur T. M. Technological capabilities of improving the reliability of welded joints of aluminium-lithium alloys	35
Kolomijtsev E. V., Serenko A. N. Effect of surface strengthening and argon arc treatment on fatigue of welded joints of structures of metallurgical production	41
Shelyagin V. D., Lukashenko A. G., Lukashenko D. A., Bernatsky A. V., Garashchuk V. P., Lutsenko V. I. Laser welding of thin-sheet stainless steel	45
Shevchenko N. V., Skachkov I. O., Ponomaryov V. E. Method of evaluation of welding properties of power sources for arc welding	50

BRIEF INFORMATION

Stepakhno V. I., Kopylov L. N., Zelenchenok G. S. Modernization of electric circuit of machine A-1150 for welding of vertical welds	54
---	----

NEWS

International Conference «Efficiency of realization of scientific, resource and industrial potential under the present conditions»	57
Akulov A. I. is 85	58

INFORMATION

Manufacturers of welding consumables, having the Certificate of Conformity in the UkrSEPRO system, issued at STC «SEPROZ» (as per 01.01.2011)	59
---	----

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

ВЛИЯНИЕ ПОВТОРНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ЭЛЕКТРОДИНАМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМг6 И ЕГО СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Академик НАН Украины Л. М. ЛОБАНОВ, Н. А. ПАЩИН, канд. техн. наук, В. П. ЛОГИНОВ, инж.,
О. Л. МИХОДУЙ, канд. техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

На основе разработанной методики исследованы закономерности механизма снижения предварительных напряжений при повторном нагружении и электродинамической обработке сплава АМг6 и его сварных соединений. Установлено, что история нагружения сплава АМг6 существенно не оказывается на релаксационных характеристиках металла при повторном воздействии на него импульсами тока.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, сварное соединение, остаточное напряжение, импульс электрического тока, электродинамическая обработка, эффективность обработки, относительный предел текучести, временное сопротивление

При эксплуатации сварных конструкций из алюминиево-магниевых сплавов, работающих в условиях воздействия импульсных электрических и магнитных полей, при определенных условиях могут возникать остаточные деформации, приводящие к разрушению отдельных элементов. При этом начало пластического течения металла наступает при значениях рабочих напряжений ниже относительного предела текучести [1–3].

С конца прошлого века ряд научных организаций в нашей стране и за рубежом ведут исследования по оптимизации структуры и свойств конструкционных материалов и сварных соединений путем их обработки импульсными электромагнитными полями. Установлено, что импульсное воздействие тока на металлы и сплавы влияет на сопротивление усталости, статическую прочность и другие механические характеристики [4]. В то же время данные работы [3] свидетельствуют о негативной роли электромагнитных воздействий на прочность металлов и сплавов.

Одним из способов воздействия электрического тока на металлы является электродинамическая обработка (ЭДО), основанная на инициировании в материале электродинамических сил, которые возникают при прохождении электрического разряда через токопроводящий материал [5]. При их суммировании с внешними нагрузками, приложенными к обрабатываемой конструкции, в зоне воздействия тока возникают локальные области пластического течения металла [6].

При исследовании влияния ЭДО на алюминиевые сплавы и низкоуглеродистые стали основное внимание уделяли изучению механизма релаксации напряженного состояния [7–9] и эволюции структуры основного металла и сварного соединения [10]. Следует отметить, что вопросы об изменении прочностных характеристик сварных соединений под воздействием энергии разрядов тока, инициируемых ЭДО, практически не изучались. В то же время в работах [3, 4] изложены различные мнения о воздействии импульсных электромагнитных полей на прочность конструкционных материалов. Кроме того, в современной литературе данные о влиянии повторного нагружения на релаксацию напряжений в металле при электромагнитных воздействиях отсутствуют.

Целью настоящей работы является исследование влияния ЭДО на механические свойства алюминиевого сплавов АМг6 и его сварных соединений при одноосном растяжении, а также на релаксацию напряжений при повторном нагружении металла.

Проводили ЭДО образцов основного металла и сварных соединений отожженного алюминиевого сплава АМг6 толщиной 4 мм с размером рабочей площадки 110×30 мм, которые нагружали одноосным растяжением со скоростью 0,1 мм/с. Задавали три уровня растягивающих нагрузок: при малых упругих напряжениях 52...60 МПа; при напряжениях 116...147 МПа, близких к пределу упругости сплава АМг6 (что примерно соответствует уровню остаточных сварочных напряжений в исследуемом сплаве); при напряжениях за пределом упругости. Растяжение в упругопластической области доводили до 260...280 МПа, т. е. до возникновения эффекта Портевена–Ле Шателье, который проявляется в прерывистой текучести металла в области предразрушения [11].



ЭДО выполняли на лабораторной установке, описание которой приведено в работе [9]. ЭДО растянутых образцов осуществляли посредством контакта рабочего электрода с поверхностью металла по схеме, представленной в [7]. Образцы растягивали до возникновения в них напряжений заданного значения и обрабатывали серией разрядов тока, при этом после каждого импульса контролировали падение усилия растяжения в материале. ЭДО проводили при энергии разряда тока $E = 140, 300$ и 800 Дж.

После завершения ЭДО 50 % исследуемых образцов доводили до разрушения, а оставшуюся часть снова подвергали растяжению и обработке на аналогичных режимах для определения влияния повторного цикла ЭДО на релаксацию напряжений.

Изменения механических свойств сплава АМг6 и его сварных соединений при различных уровнях нагружения и энергии разряда тока представлены в таблице. Анализируя ее данные, можно заключить, что ЭДО с $E = 140\ldots300$ Дж образцов, нагруженных до 140 МПа (серии № 2, 3, 5, 6), практически не влияет на характеристики статической прочности по сравнению с исходными значениями (серия № 1). Это же относится

Механические свойства сплава АМг6 и его сварных соединений после ЭДО

№ серии образца	Энергия разряда тока E , Дж	Начальные растягивающие напряжения σ_n , МПа	Относительный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_v , МПа
1	—	—	<u>140</u> 130	<u>305</u> 246
2	140	60	<u>140</u> 130	<u>305</u> 245
3	140	140	<u>145</u> 131	<u>304</u> 248
4	140	260	<u>253</u> 232	<u>330</u> 303
5	300	55	<u>145</u> 130	<u>305</u> 246
6	300	135	<u>144</u> 132	<u>310</u> 245
7	300	265	<u>258</u> 237	<u>330</u> 303
8	800	60	<u>145</u> 133	<u>305</u> 245
9	800	146	<u>170</u> 152	<u>310</u> 285
10	800	260	<u>261</u> 256	<u>332</u> 305

При мечания. 1. В числителе приведены данные об основном металле, в знаменателе — о сварном соединении. 2. Серии образцов № 7, 9, 10 получили приращения значений $\sigma_{0,2}$ и σ_v под воздействием ЭДО.

к варианту обработки при $E = 800$ Дж и $\sigma_n = 60$ МПа (серия № 8). ЭДО с $E = 800$ Дж при увеличении σ_n до значений, близких к пределу упругости сплава АМг6, повышает $\sigma_{0,2}$ основного металла и сварного соединения на 15…20 % (серия № 9). При этом значения σ_v сварного соединения увеличиваются приблизительно на 15 %. Совместное воздействие импульсов электрического тока и упругопластического нагружения стимулирует в исследуемых образцах процессы текучести, которые определяются по повышению значений $\sigma_{0,2}$ на 45…50 % (серии № 4, 7, 10). При этом временное сопротивление основного металла возрастает приблизительно на 8, а сварного соединения — на 20 %.

На рис. 1 показана зависимость уровня начальных растягивающих напряжений образцов сварных соединений от количества разрядов при первом и повторном растяжениях. Из рис. 1, а видно, что при $E = 140$ Дж в упругой области нагружения имеет место несущественное уменьшение значений σ_n после первой (кривые 1 и 3) и повторной ЭДО (кривые 2 и 4). При $\sigma_n < 60$ МПа относительное снижение значений напряжений при первой и повторной ЭДО составило соответственно 16 и 21 %. Для образцов при растягивающих напряжениях до 120 МПа аналогичные показатели после двух серий ЭДО не превысили 20 %. В упругопластической области при $\sigma_n = 260$ МПа после первой (рис. 1, кривая 5) и повторной (рис. 1, кривая 6) ЭДО снижение напряжений составило соответственно 11 и 14 %, т. е. ниже, чем при малых нагрузках (рис. 1, кривые 1, 2).

Более эффективной является ЭДО сварных соединений с $E = 800$ Дж. После первой и повторной серии ЭДО растянутых образцов при растягивающих напряжениях до 60 МПа (рис. 1, б, кривые 1, 2) относительное падение приложенной нагрузки в обоих случаях составило 55 %. Повышение усилия растяжения до значений, близких к пределу упругости 140 МПа (рис. 1, кривые 3, 4), практически не влияет на эффективность воздействия током. Так, после двух серий ЭДО относительное снижение нагрузки составило соответственно 60 и 65 %. В упругопластической области уровень растягивающих напряжений достигает 280 МПа, как и при ЭДО с $E = 140$ Дж (рис. 1, а), эффективность обработки несколько уменьшается. При этом имеет место разница в показаниях сбросов нагрузки после первой и второй (рис. 1, а, кривая 5, б) ЭДО, относительная эффективность этих процессов составляет соответственно 40 и 50 %.

После ЭДО у образцов основного металла (сплав АМг6) значения σ_n практически не отличались от представленных на рис. 1, что свидетельствует о подобии релаксационных механизмов в сварных соединениях.

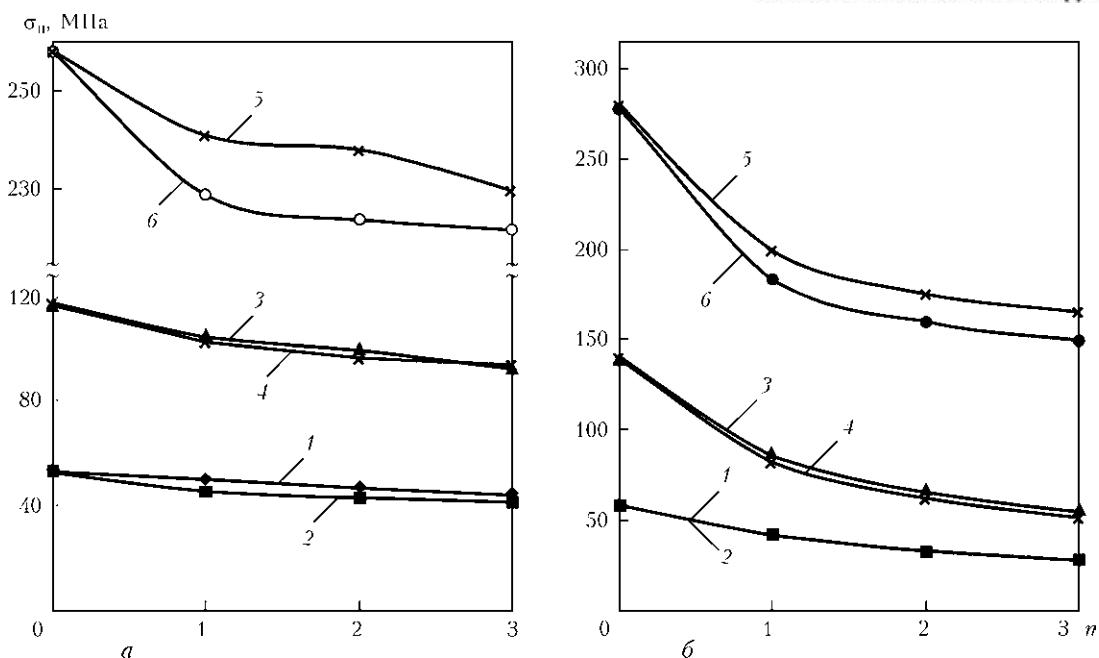


Рис. 1. Зависимость уровня растягивающих напряжений σ_h от количества разрядов n в образцах сварных соединений сплава АМг6 при $E = 140$ (а) и 800 (б) Дж после первой (1, 3, 5) и повторной (2, 4, 6) ЭДО

Из рис. 2 видно, что результативность процесса обработки прямо пропорциональна энергии разряда тока в исследуемом диапазоне. ЭДО с $E = 800$ Дж обеспечивает максимальное снижение приложенных растягивающих напряжений во всем исследуемом диапазоне нагрузок. При этом наибольший эффект при всех значениях энергии разряда тока, используемых в настоящей работе, достигается при уровне начальных растягивающих напряжений, близком к пределу упругости для сплава АМг6 (150 МПа), что примерно соответствует пикам растягивающих напряжений для сплава АМг6. Сопоставление эффективности воздействия током на образцы основного металла и сварного соединения (рис. 2) показало, что литая структура сварного шва более подвержена воздействию ЭДО с $E = 800$ Дж при $\sigma_h = 130\ldots150$ МПа. Это выражается в большем уровне эффективности снижения напряжений после ЭДО в образцах сварных соединений по сравнению с основным металлом (соответственно 65 и 55 %), что создает предпосылки для разработки технологии ЭДО с целью регулирования напряженного состояния сварных конструкций из алюминиево-магниевых сплавов. В то же время снижение значений относительной эффективности ЭДО при $\sigma_h = 260\ldots280$ МПа (рис. 2) может быть связано с деформационным упрочнением, инициируемым разрядами тока в сплаве АМг6 [10].

Проведена оценка остаточного относительного удлинения δ основного металла и сварных соединений, инициируемых разрядами тока в образцах при ЭДО. Согласно данным работ [4, 6], прохождение импульса тока через нагруженный материал вызывает появление в нем остаточной

пластической деформации, которая может влиять на характеристики статической прочности. Из рис. 3 видно, что при $E = 140$ Дж остаточное удлинение образцов стимулируется процессом ЭДО при растягивающих напряжениях более 120 МПа, а при $\sigma_h = 150$ МПа $\delta = 1,5\%$ и может достигать 7,5 % в упругопластической области нагружения при $\sigma_h = 275$ МПа. При $\sigma_h = 60$ МПа использование всего диапазона энергий разряда тока не привело к увеличению относительного удлинения, что свидетельствует о малой эффективности процесса ЭДО сплава АМг6 с низким уровнем начальных напряжений. В то же время при $\sigma_h > 125$ МПа разряды тока с энергией в 300 и 800 Дж приводят к повышению относительного удлинения до 1,5 %, а при увеличении растягивающих напряжений до 150 МПа остаточ-

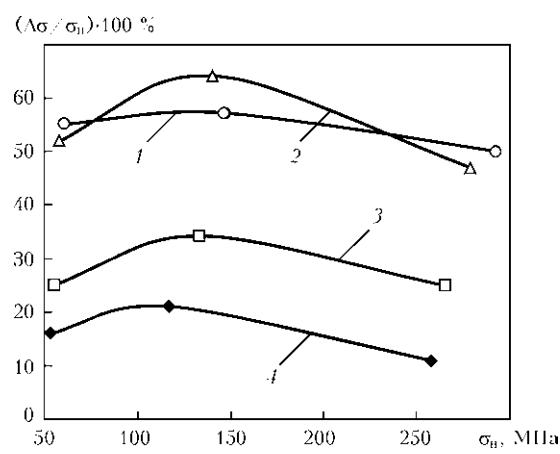


Рис. 2. Зависимость относительной эффективности $\Delta\sigma/\sigma_h \times 100\%$ ЭДО в образцах сплава АМг6 (1, 3) и его сварных соединений (2, 4) от уровня растягивающих напряжений σ_h при $E = 800$ (1, 2), 300 (3) и 140 (4) Дж

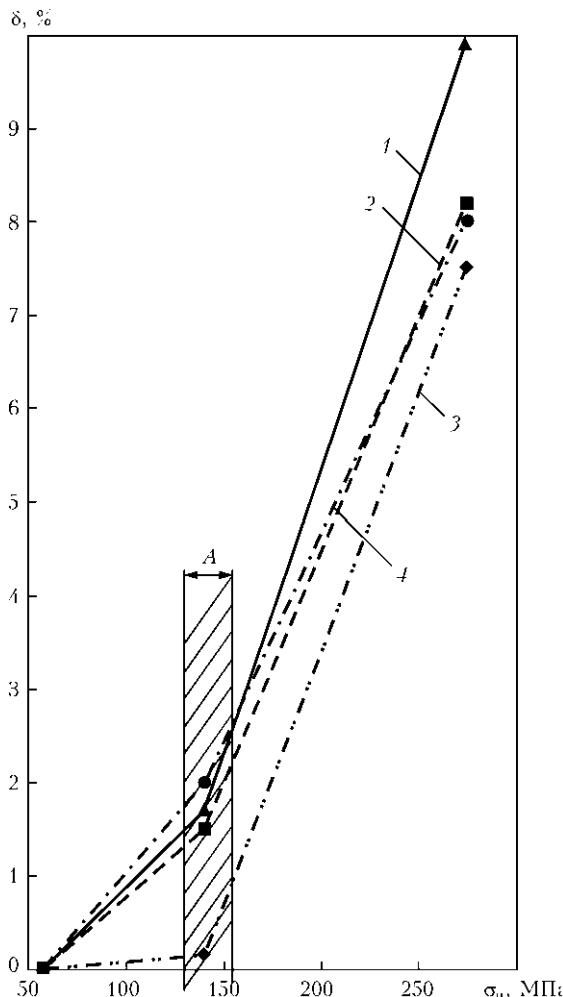


Рис. 3. Зависимость остаточного относительного удлинения δ от уровня растягивающих напряжений σ_h в образцах основного металла сплава АМг6 (1, 2) и его сварных соединений (3, 4) при $E = 800$ (1, 4), 300 (2) и 140 Дж (3) (A — область максимальных значений $\Delta\sigma/\sigma_h$)

ная пластическая деформация возрастает до 2,0. Дальнейшее увеличение $\sigma_h \geq 290$ МПа приводит относительному удлинению образцов до 8...10 %, при этом сложно разделить вклад ЭДО и пластического течения материала под нагрузкой. Согласно рис. 2 максимальная эффективность ЭДО во всем диапазоне значений энергии разряда тока имела место при растягивающих напряжениях до 150 МПа, чему соответствует относительное удлинение образца из сплава АМг6 до 2 %. Дальнейшее его удлинение приводит к ухудшению эффективности обработки, что, как уже описано выше, связано с развитием процессов деформационного упрочнения, инициируемых разрядами тока [9], которые негативно влияют на эффективность процесса ЭДО.

The mechanisms of reduction of preliminary stresses in repeated loading and electrodynamic treatment of alloy AMg6 and its welded joints were investigated on the basis of the developed procedure. It was established that the history of loading of alloy AMg6 has no substantial effect on relaxation characteristics of metal subjected to repeated impact by current pulses.

Выводы

1. ЭДО не влияет на снижение значений относительного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_v сплава АМг6 и его сварных соединений. При ЭДО образцов, растянутых до предела упругости, параметры $\sigma_{0,2}$ и σ_v повышаются на 15...20 %, а упругопластическое состояние — соответственно на 50 и 20 %.

2. Повторное нагружение образцов из сплава АМг6 существенного влияния на эффективность воздействия током не оказывает. При ЭДО с $E = 140$ Дж относительное снижение уровня приложенных напряжений в сплаве АМг6 составляет 20 %, а при $E = 800$ Дж — до 65 %.

3. Максимальная эффективность ЭДО образцов из сплава АМг6 и его сварных соединений имеет место при $\sigma_h = 150$ МПа.

1. Писаренко Г. С. О механической прочности материалов элементов конструкций // Пробл. прочности. — 1984. — № 1. — С. 3–5.
2. Сопротивление материалов / Г. С. Писаренко, В. А. Агарев, А. Л. Квятка и др. / Под ред. Г. С. Писаренко НАН Украины. — Киев: Вища шк., 1986. — 775 с.
3. Стрижако В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В. Прочность материалов при криогенных температурах с учетом воздействия электромагнитных полей. — Киев: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, 2008. — 504 с.
4. Исследование влияния импульсной обработки на повышение ресурса металлических конструкций / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов и др. // Автомат. сварка. — 2005. — № 11. — С. 28–32.
5. Теория электрических аппаратов / Г. Н. Александров, В. В. Борисов, В. Л. Иванов и др. — М.: Вышш. шк., 1985. — 312 с.
6. Батаронов И. Л. Механизмы электропластичности // Соросов. образоват. журн. — 1999. — № 10. — С. 93–99.
7. Лобанов Л. М., Пащин Н. А., Логинов В. П. Влияние электродинамической обработки на напряженное состояние сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 // Автомат. сварка. — 2007. — № 6. — С. 11–13.
8. Особенности формирования пластических деформаций при электродинамической обработке сварных соединений стали Ст3 / Л. М. Лобанов, В. И. Махненко, Н. А. Пащин и др. // Там же. — 2007. — № 10. — С. 10–15.
9. Влияние электродинамической обработки на напряженно-деформированное состояние теплоустойчивых сталей / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, В. М. Скульский // Там же. — 2006. — № 5. — С. 28–32.
10. Влияние электродинамической обработки на особенности микромеханизма разрушения сварных соединений алюминиевого сплава АМг6 / Л. М. Лобанов, Н. А. Пащин, В. П. Логинов, А. В. Чайка // Там же. — 2007. — № 2. — С. 10–17.
11. Белл Дж. Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч. 2: Конечные деформации. — М.: Наука, 1984. — 432 с.

Поступила в редакцию 04.10.2010

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ШВОВ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛИ 17Х2М

Л. И. МАРКАШОВА, В. Д. ПОЗНЯКОВ, доктора техн. наук, Т. А. АЛЕКСЕЕНКО, инж.,

Е. Н. БЕРДНИКОВА, С. Л. ЖДАНОВ, кандидаты техн. наук,

О. С. КУШНАРЕВА, А. А. МАКСИМЕНКО, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано структурно-фазовое состояние металла сварных соединений высокопрочной низкоуглеродистой стали 17Х2М ($w_{6/5} = 20\dots23^{\circ}\text{C}/\text{c}$), полученных с использованием сварочных проволок различного химического состава и структурного типа (Св-08Г2С, Св-08Х20Н9Г7Т, Св-10ХН2ГСМФТЮ). На основе экспериментальных данных выполнена аналитическая оценка дифференцированного вклада каждого из структурных параметров в изменение механических свойств (прочности, пластичности) металла шва и ЗТВ, а также характера распределения и локализации деформации, уровня локальных внутренних напряжений, мощности и протяженности концентраторов напряжений — потенциальных источников трещинообразования, формирующихся в процессе сварки.

Ключевые слова: дуговая сварка, высокопрочная сталь, сварные соединения, металл шва и ЗТВ, тип легирования швов, структурно-фазовые параметры, механические свойства, локализованная деформация, локальные внутренние напряжения, трещиностойкость

При изготовлении ответственных сварных конструкций в отечественной и зарубежной практике широко применяют высокопрочные стали с пределом текучести $\sigma_t = 590 \text{ МПа}$ и более. При их рациональном использовании можно существенно улучшить технико-экономические показатели машин, механизмов и инженерных сооружений. Однако основные проблемы при сварке высокопрочных сталей связаны не только с обеспечением достаточного уровня прочности, но и с необходимостью предотвращения образования холодных трещин в сварных соединениях, что в значительной степени определяется формированием в металле шва и зоны термического влияния (ЗТВ) оптимальных структур, повышающих не только прочность, но и сопротивляемость сварных соединений хрупким разрушениям [1–3].

О влиянии структуры металла сварных соединений на их свойства свидетельствует и тот факт, что для сварки высокопрочных сталей применяют, как правило, сварочные материалы, которые обеспечивают получение швов с бейнитной (Б) или бейнитно-мар滕ситной (Б-М) структурами. Однако в отдельных случаях для повышения сопротивляемости сварных соединений образованию холодных трещин используют низко- или высоколегированные материалы, при этом получают швы с ферритно-перлитной (Ф-П) или аустенитно-ферритной (А-Ф) структурами. Как подтверждается практикой, процессы структурно-фазовых переходов и их влияние на свойства различных зон сварных соединений высокопрочных ста-

лей изучены мало. Это связано с тем, что механизм превращения аустенита в металле ЗТВ высокопрочных сталей при охлаждении в широком температурном интервале сложен [4–6] и, кроме того, на процессы фазообразования, а соответственно и на свойства сварных соединений существенное влияние оказывает состав наплавленного металла.

Настоящая работа посвящена исследованию особенностей фазовых и структурных превращений в металле сварных соединениях высокопрочной легированной стали, полученных с использованием сварочных материалов различных составов, а также оценке и прогнозированию свойств таких соединений в зависимости от указанных выше факторов.

В качестве объекта исследований выбраныстыковые соединения стали 17Х2М толщиной 20 мм с V-образной разделкой кромок (С21 по ГОСТ 14471–76) и многослойными швами. Сварные соединения получали механизированным способом сварки в смеси газов 78 % Ar + 22 % CO₂ с использованием проволок сплошного сечения марок Св-08Г2С (шов Ф-П типа), Св-08Х20Н9Г7Т (шов А-Ф типа) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (шов Б-М типа) диаметром 1,2 мм на следующих режимах сварки: $I_{\text{св}} = 120\dots140 \text{ А}$; $U_d = 22\dots24 \text{ В}$; $v_{\text{св}} \approx 18 \text{ м/ч}$ (при выполнении корневого валика); $I_{\text{св}} = 160\dots180 \text{ А}$; $U_d = 26\dots28 \text{ В}$; $v_{\text{св}} \approx 13\dots14 \text{ м/ч}$ (при выполнении следующих за ним слоев шва, что обеспечивает охлаждение металла ЗТВ со скоростью $w_{6/5} \approx 20\dots23^{\circ}\text{C}/\text{с}$). Химический состав исследуемой стали и металла швов сварных соединений, полученных с применением указанных сварочных материалов, приведен в табл. 1.

Образцы для механических испытаний на растяжение и ударный изгиб (тип II по ГОСТ 1497–84)



Таблица 1. Химический состав (мас. %) стали 17Х2М и металла швов, выполненных с применением сварочных проволок различных марок

Материал	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	S	P
Сталь 17Х2М	0,19	0,60	0,20	1,55	0,11	0,30	—	—	0,006	0,014
Марка сварочной проволоки:										
Св-10ХН2ГСМФТЮ	0,08	1,08	0,30	0,92	1,72	0,43	0,02	—	0,019	0,023
Св-08Г2С	0,08	1,30	0,80	—	—	—	—	—	0,017	0,019
Св-08Х20Н9Г7Т	0,08	6,60	0,55	20,70	8,43	—	—	0,40	0,012	0,018

вырезали в поперечном относительно оси шва направлении. Для локализации места разрушения (шов или ЗТВ) на них наносили кольцевую проточку шириной 2 мм и глубиной 0,5 мм. Надрез на ударных образцах (тип IX по ГОСТ 9454–78) также выполняли по оси шва и ЗТВ.

По результатам механических испытаний установлено, что наиболее высоким времененным сопротивлением ($\sigma_b \approx 950$ МПа) характеризуются швы Б-М типа, выполненные с применением сварочной проволоки марки Св-10ХН2ГСМФТЮ. Более низкие значения этого показателя зафиксированы в сварных соединениях со швами Ф-П типа ($\sigma_b \approx 860$ МПа) и А-Ф типа ($\sigma_b \approx 750$ МПа).

Результаты испытаний образцов на ударный изгиб при температуре испытаний $T_{исп}$ от +20 до -40 °C показали, что металл всех исследуемых швов имеет значения ударной вязкости, удовлетворяющие требованиям, которые предъявляются к стали 17Х2М ($KCV \geq 27$ Дж/см²) (рис. 1). С понижением $T_{исп}$ значения KCV металла швов

снижаются. Наиболее заметное уменьшение ударной вязкости имеет место в металле швов Ф-Б типа при $T_{исп} = -40$ °C (от $KCV^{+20} = 90\ldots116$ до $KCV^{-40} = 34\ldots47$ Дж/см²). Металл швов А-Ф типа отличается наибольшей хладостойкостью ($KCV^{-40} = 78\ldots83$ Дж/см²). С понижением температуры испытаний показатели ударной вязкости металла таких швов изменяются несущественно. Достаточно высокие значения хладостойкости также у швов Б-М типа.

Состав наплавленного металла оказывает влияние и на механические свойства металла ЗТВ исследуемых сварных соединений. Если в соединениях со швами Б-М и Ф-П типов они отличаются несущественно ($\sigma_b \approx 950\ldots1000$ МПа), то временное сопротивление металла ЗТВ соединений со швами А-Ф типа снижается до $\sigma_b \approx 820$ МПа. Имеют место также различия и в хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений со швами различной композиции легирования. Наиболее высокие значения ударной вязкости при отрицательной температуре у соединений со швами Б-М типа. Значительно ниже они в соединениях со швами Ф-П и А-Ф типов. Заметное падение значений ударной вязкости в металле ЗТВ таких соединений наступает уже при $T_{исп} = -20$ °C.

Как видно из результатов механических испытаний, свойства металла швов и ЗТВ сварных соединений стали 17Х2М зависят от состава наплавленного металла, а следовательно, связаны с особенностями формирующихся в них структур.

Детальные исследования структурно-фазовых, концентрационных изменений, характера распределения и плотности дислокаций в металле шва и ЗТВ изучали с помощью комплексного метода исследования, который включает оптическую металлографию, аналитическую растровую электронную микроскопию (SEM-515, фирмы «PHILIPS», Нидерланды) и микродифракционную просвечивающую электронную микроскопию (JEM-200CX, фирмы «JEOL», Япония). Это дало возможность получить экспериментальную информацию на различных структурных уровнях — от макро (зеренного) до микро (дислокационного). Такой подход позволяет дифференцировано оценить вклад отдельных структурно-фазовых факторов и параметров (фазового состава, размеров

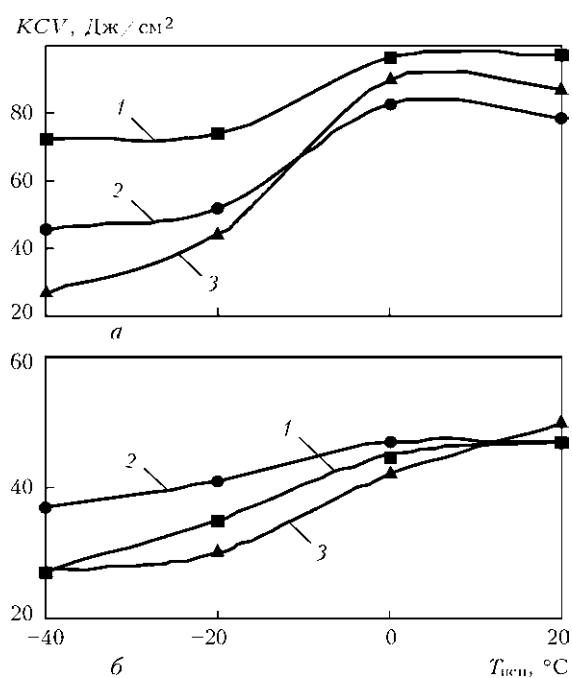


Рис. 1. Ударная вязкость металла швов (a) и ЗТВ (б) сварных соединений стали 17Х2М, полученных с применением проволок марок Св-08Х20Н9Г7Т (1), Св-10ХН2ГСМФТЮ (2) и Св-08Г2С (3)



зерна D_3 и субзерна d_c , плотности дислокаций ρ , размера частиц фазовых выделений d_q и расстояния между ними λ_q и т. п.) в изменение общих (интегральных) значений механических свойств металла шва и ЗТВ — прочности (относительного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и временного сопротивления σ_b), сопротивляемости хрупкому разрушению K_{IC} , а также в распределение локализованной деформации ε_l и локальных внутренних напряжений τ_{bh} , являющихся концентраторами внутренних напряжений, которые при определенных условиях могут стать потенциальными источниками разрушения сварных конструкций.

В результате исследования структурно-фазовых составляющих (перлита П, феррита Ф, бейнита верхнего B_b и нижнего B_h , мартенсита М), размера зерен D_3 и объемной доли этих фаз V_d , формирующихся в металле швов и на различных участках ЗТВ в процессе сварки, а также соответствующих изменений микротвердости HV установлено следующее.

Металл швов сварных соединений, полученных с использованием проволоки Св-08Г2С, при исследуемых условиях охлаждения представлен крупнозернистыми ($D_3 = 50\ldots100$ мкм) и резкоградиентными (ΔD_3 более чем в 2...3 раза) структурами Ф и П с микротвердостью $HV 1920\ldots2100$ МПа (рис. 2, а, 3) при наличии четко выраженной ориентационной направленности столбчатых кристаллитов ($h_{kp} = 40\ldots100$ мкм) вдоль линии сплавления со стороны шва. Для ЗТВ таких соединений характерно также формирование значительной объемной доли крупнозернистых ($D_3 \approx 20\ldots80$ мкм) структур B_b $V_{B_b} \sim 50$ и 25 % при существенно меньшей объемной доле B_h (приблизительно на 15 %) и наличии ферритных оторочек ($V_{\phi,o} \approx 7$ %) (рис. 2, б, 3, табл. 2).

При аналогичной скорости охлаждения металл швов сварных соединений, полученных с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т, имеет равносную, более равномерную по размеру зерна двухфазную мелкозернистую ($D_3 \approx 20$ мкм) А-Ф структуру (рис. 2, в) с объемной долей Ф около 1,3...1,5 %. В металле ЗТВ таких соединений по сравнению со сварными соединениями со швами Ф-П типа имеют место следующие структурные изменения. При общем измельчении структуры (на 10...30 %), особенно в участках крупного зерна и нормализации, и увели-

чении микротвердости на 4...10 % изменяется фазовый состав структурных составляющих металла во всех зонах ЗТВ: для I зоны характерно повышение (в 1,3 раза) объемной доли B_h (приблизительно до 55 %) и уменьшение объемной доли B_b (до 40 %), а для II зоны — увеличение объемной доли ферритной составляющей (до 30 %).

Для сварных соединений стали 17Х2М, полученных с использованием проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ, по сравнению со сварными соединениями со швом Ф-П типа на участке крупного зерна имеет место формирование М структуры, объемная доля которой изменяется сравнительно равномерно примерно от 50 до 20 % (при переходе от металла шва к ЗТВ), значительное уменьшение объемной доли B_b приблизительно на 40 %, при этом отсутствует ферритная составляющая (рис. 2, д, е, табл. 2). Кроме того, следует отметить значительное (в 1,2...1,5 раза) измельчение структуры (B_b приблизительно до 30...50, а B_h — до 20...30 мкм).

Анализ концентрационных изменений, прежде всего, состава основных химических элементов (хрома, никеля и марганца), в исследуемых сварных соединениях показал, что более резкие пе-

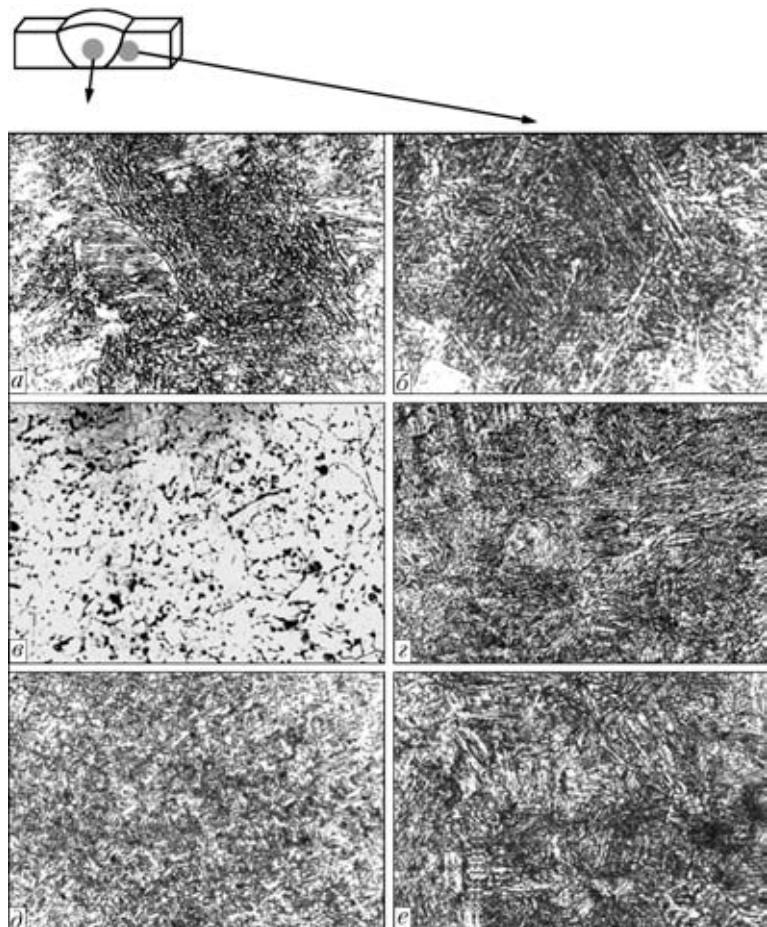


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 1000$) металла швов (а, в, д) и участков крупного зерна (I зона ЗТВ) сварных соединений стали 17Х2М (б, г, е), полученных с использованием сварочных проволок Св-08Г2С (а, б), Св-08Х20Н9Г7Т (в, г) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (д, е) при $w_{6/5} = 20$ °С/с



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

Таблица 2. Средние значения структурных параметров сварных соединений стали 17Х2М, полученных с использованием сварочных проволок различных марок

Участок исследования	Структура	V_d , %	D_3 , мкм	d_c , мкм	λ_q , мкм	ρ , см $^{-2}$	
						локальная	общая
Св-08Г2С							
Шов	Ф	40	100 мкм (h_{kp})	1,70	—	$1 \cdot 10^9$	$6 \cdot 10^9 \dots 2 \cdot 10^{10}$
	П	60		$\leq 1,00$	—	$(3 \dots 5) \cdot 10^{10}$	
I зона ЗТВ	Ф	7	5,5	1,70	—	$2 \cdot 10^9$	$(5 \dots 6) \cdot 10^{10}$
	Б _в	50	77	0,50	0,30	$(1,0 \dots 1,3) \cdot 10^{11}$	
	Б _н	43	42	0,45	0,10	$(6 \dots 7) \cdot 10^{10}$	
Св-08Х20Н9Г7Т							
Шов	A-Ф	100	20	2,00...5,00	—	$(3 \dots 4) \cdot 10^9 \dots 10^{10}$	$(3 \dots 4) \cdot 10^9 \dots 10^{10}$
I зона ЗТВ	Ф	5	3	1,80	—	$2 \cdot 10^9$	$5 \cdot 10^{10}$
	Б _в	40	60	0,45	0,27	$(8 \dots 9) \cdot 10^{10}$	
	Б _н	55	38	0,40	0,08	$(5 \dots 6) \cdot 10^{10}$	
Св-10ХН2ГСМФТЮ							
Шов	Б _в	20	30	0,46	0,30	$8 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{11}$	$(4 \dots 5) \cdot 10^{10}$
	Б _н	30	30	0,30	0,02	$5 \cdot 10^{10} \dots 1 \cdot 10^{11}$	
	М	50	—	1,00	—	$1 \cdot 10^{11}$	
I зона ЗТВ	Ф	4	2	1,50	—	$3 \cdot 10^9$	$(6 \dots 7) \cdot 10^{10}$
	Б _в	30	52	0,35	0,10	$(1 \dots 3) \cdot 10^{11}$	
	Б _н	45	30	0,20	0,06	$5 \cdot 10^{10} \dots 1,1 \cdot 10^{11}$	
	М	21	—	0,88	—	$1 \cdot 10^{11}$	

репады содержания хрома (от 2 до 11 мас. %), никеля (от 3 до 6 мас. %) и марганца (от 0,5 до 4 мас. %) имеют место у линии сплавления в сварных соединениях, полученных с использованием сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т (шов А-Ф типа). В сварных соединениях со швами Ф-П и Б-М типов градиент концентрационных изменений по зоне сварки не превышает 1,5 %.

Результаты электронно-микроскопических исследований тонкой структуры на просвет, которые дают представления о типе формирующихся структур, изменении плотности и распределении дислокаций в различных структурных составляющих (в объемах зерен, вдоль структурных границ), показали следующее. Наиболее равномерное внутризеренное распределение дислокаций при их невысокой плотности ($\rho \sim (3 \dots 4) \cdot 10^9 \dots 10^{10}$ см $^{-2}$) характерно для структуры металла шва А-Ф типа (рис. 4, а). При переходе от шва к ЗТВ плотность дислокаций несколько увеличивается как во внутренних объемах зерен Б ($\rho \sim 5 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$), так и вдоль их границ, особенно Б_в, где значения этого показателя достигают $\rho \approx (8 \dots 9) \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$ (рис. 4, б, табл. 2).

Сварные соединения со швами Ф-П типа по сравнению с соединениями, полученными с ис-

пользованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т (шов А-Ф типа), характеризуются некоторым общим увеличением плотности дислокаций как в металле шва (рис. 4, в) (в 1,5...2 раза), так и ЗТВ (в 1,2 раза) (табл. 2). Структурными зонами, в которых преимущественно образуются дислокационные скопления, как и в предыдущем случае, являются протяженные межзеренные границы Б_в. В таких скоплениях плотность дислокаций достигает приблизительно $(1,0 \dots 1,3) \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$ (рис. 4, г).

Для сварных соединений со швами Б-М типа по сравнению со швами Ф-П типа характерны еще более высокие значения внутризеренной плотности дислокаций при сравнительно равномерном их распределении как в зонах ЗТВ (до $\rho \sim 7 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$), так и в металле швов ($\rho \sim 5 \cdot 10^{10}$ см $^{-2}$), а также повышение дислокационной плотности вдоль границ, а именно границ Б_в, где $\rho \approx 3 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$ (табл. 2, рис. 4, д, е).

Таким образом, сопоставление структурного состояния металла швов в исследованных сварных соединений показало, что использование в качестве присадочного материала проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ для получения швов Б-М типа способствует наибольшему увеличению в наплавленном металле объемной доли Б_н (приблизитель-

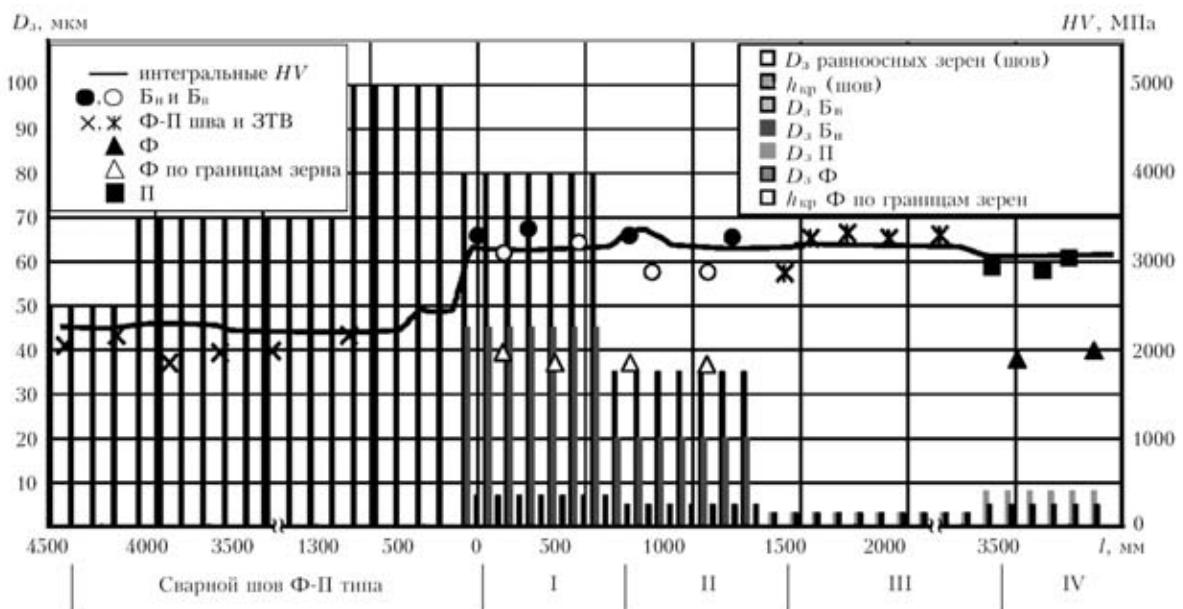


Рис. 3. Изменение микротвердости HV и размера зерен структурно-фазовых составляющих в металле шва и по всем участкам ЗТВ сварного соединения стали 17Х2М, полученного с использованием проволоки Св-08Г2С; I–IV — зоны ЗТВ: I — участок перегрева (крупного зерна); II — участок перекристаллизации (нормализации); III — участок неполной перекристаллизации; IV — участок рекристаллизации (l — расстояние от линии сплавления)

но на 30...35 %) и М (около 20...50 %) при снижении (в 1,3...1,7 раза) доли B_v , равномерному повышению микротвердости по всем зонам ЗТВ, общему измельчению структуры и субструктур, а также увеличению плотности дислокаций при сравнительно равномерном их распределении. Особо следует отметить принципиальное различие в формировании дислокационных скоплений в структурах B_v и B_n (для B_v — это протяженные зоны с весьма высокой плотностью дислокаций, а для B_n — малопротяженные и замкнутые по внутренней субструктуре дислокационные скопления).

Экспериментальная база данных, полученная в результате исследований на всех структурных уровнях (от макро до микро), позволила выполнить аналитические оценки наиболее значимых механических и эксплуатационных характеристик сварных соединений. Так, расчетные оценки, произведенные с использованием уравнения Арчарда, включающего известные зависимости Холла–Петча, Орована и др. [7–16], позволили определить дифференцированный вклад конкретных структурных составляющих (фазового состава, легирования, размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций, размеров, распределения и объемной доли фазовых выделений и т. п.) в общее (интеграль-

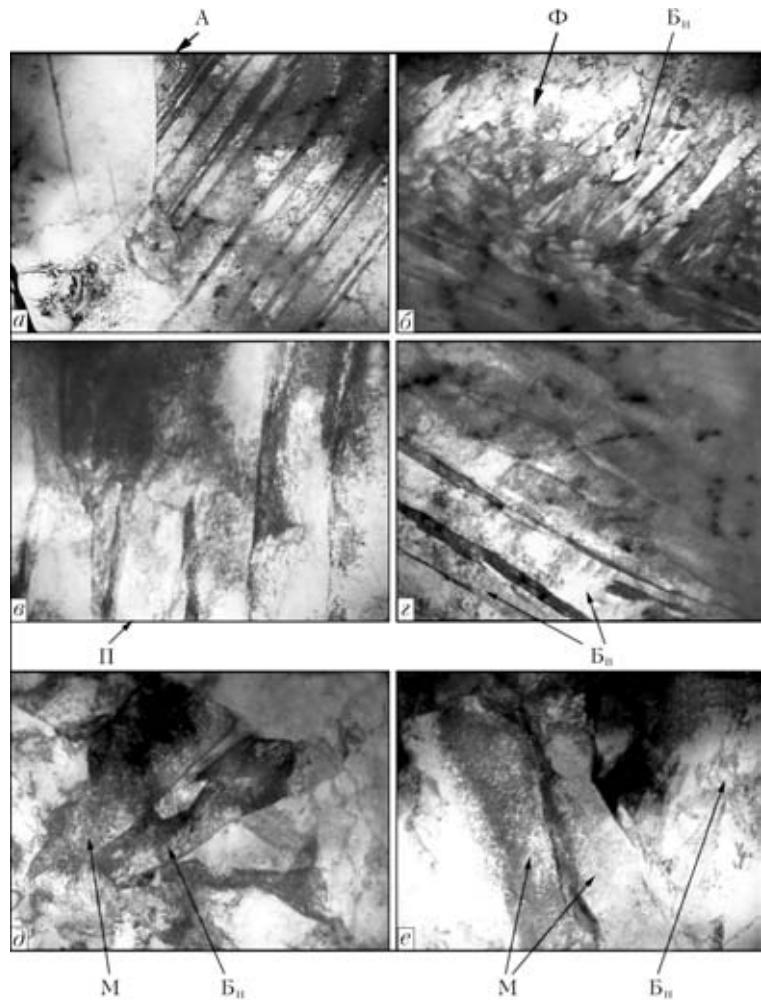


Рис. 4. Тонкая структура металла швов (*a, b, d*) и участков крупного зерна (I зона ЗТВ) сварных соединений стали 17Х2М (*b, c, e*), полученных с использованием сварочных проволок Св-08Х20Н9Г7Т (*a, b*), Св-08Г2С (*b, c*), Св-10ХН2ГСМФТЮ (*d, e*) (*a, x10000; b, c, d, e, x15000; g, x20000*)

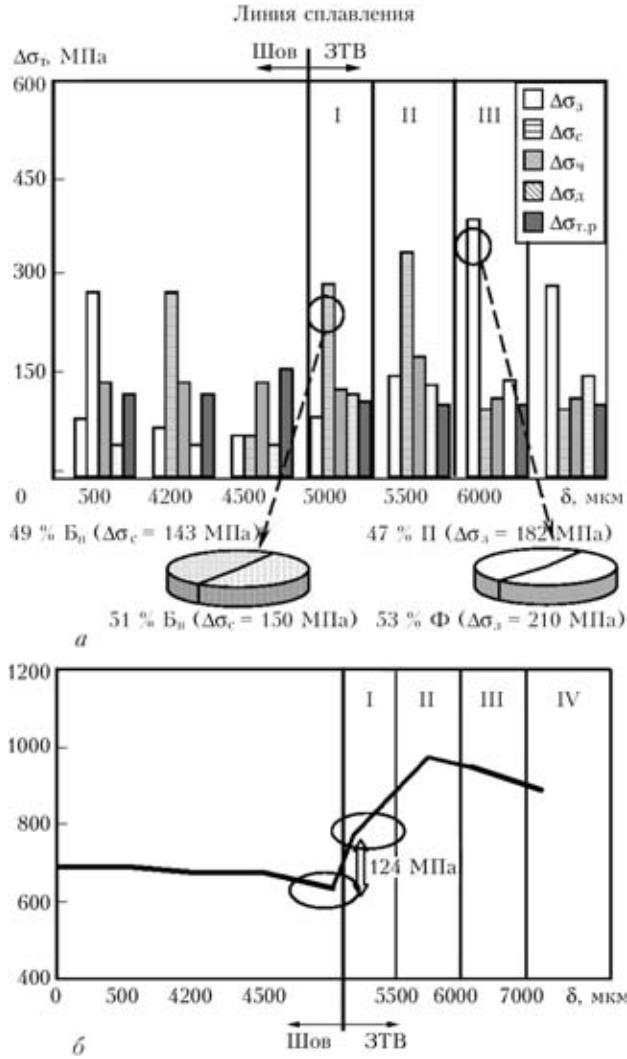


Рис. 5. Гистограммы и секторные диаграммы (а), отражающие дифференцированный вклад отдельных структурных параметров (размеров зерна и субзерна, плотности дислокаций, фазовых выделений) в общее (интегральное) значение σ_t (б) в металле шва и по всем зонам ЗТВ при сварке сварочной проволокой Св-08Г2С стали 17Х2М ($\Delta\sigma_d$ — дислокационное упрочнение; $\Delta\sigma_{t,p}$ — упрочнение твердого раствора легирующими элементами; остальные обозначения см. в тексте)

ное) изменение такой характеристики прочности, как предел текучести [17–21].

Из результатов экспериментальных исследований и аналитических оценок (рис. 5) следует, что в сварных соединениях, полученных с использованием проволоки Св-08Г2С, общее (интегральное) значение упрочнения $\Sigma\sigma_{0,2}$ металла шва обусловлено преимущественно влиянием карбидных фаз, субструктурь, а также повышением плотности дислокаций (рис. 5). В сварных соединениях со швами А-Ф типа их упрочнение главным образом связано с ростом твердорастворного и зеренного упрочнения, обусловленного измельчением зерна. При этом снижается вклад субструктурной и дислокационной составляющих. Что касается металла ЗТВ, то в участке перегрева упрочнение возрастает (по сравнению с металлом шва)

для обоих типов соединений примерно в 1,2...1,5 раза, что связано с увеличением доли бейнитной составляющей. Кроме этого, в соединениях со швами А-Ф типа упрочнение металла ЗТВ обусловлено образованием карбидных фаз, развитием субструктурь и повышением плотности дислокаций, что связано с образованием бейнитных фаз в этой зоне (особенно B_n).

В сварных соединениях, полученных с использованием проволоки Св-10ХН2ГСМФТЮ, при переходе от шва к ЗТВ происходит более плавное изменение общего уровня упрочнения $\Sigma\sigma_{0,2}$ как у линии сплавления со стороны шва, так и по всем участкам ЗТВ. Наибольший вклад в упрочнение вносят измельчение (диспергирование) субструктурь ($\Delta\sigma_c \sim 355$ МПа) и частицы карбидных фаз ($\Delta\sigma_q \sim 183$ МПа) в зернах B_n .

Таким образом, сопоставлением упрочняющего влияния формирующихся структур в металле системы перехода исследованных швов (Ф-П) \rightarrow (А-Ф) \rightarrow (Б-М) установлено наличие наиболее значимых по уровню влияния структурных факторов, а именно B_n .

Упрочняющий вклад B_n ($\Delta\sigma_{B_n}$) от его внешних и внутренних составляющих (размеров зерна $\Delta\sigma_3$ и субзерна $\Delta\sigma_c$ и частиц карбидных фаз $\Delta\sigma_q$) в общие (интегральные) $\Sigma\sigma_{0,2}$ значения прочности сварных соединений следующий: для Ф-П $\Delta\sigma_{B_n} \approx 287$ МПа; для А-Ф $\Delta\sigma_{B_n} \approx 395$ МПа; для Б-М $\Delta\sigma_{B_n} \approx 438$ МПа. Как видно, вклад B_n возрастает по мере перехода от шва Ф-П типа к шву А-Ф типа и шву Б-М типа.

Роль структурных факторов проявляется и в изменении конструктивной прочности сварных соединений со швами Ф-П, А-Ф и Б-М типов, а именно, в сочетании значений предела текучести σ_t и коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} (рис. 6). Приведенные значения коэффициента интенсивности напряжений определяли по зависимости Краффта [22]: $K_{IC} = (2E\sigma_t\delta_t)^{-1/2}$, где E — модуль Юнга; значение σ_t принималось равным $\Sigma\sigma_{0,2}$; δ_t — критическое раскрытие трещины, полученное по данным фрактографического анализа изломов и параметров субструктурь [18, 20]. Установлено, что значение K_{IC} металла швов сварных соединений, полученных с использованием проволоки Св-08Х20Н9Г7Т, несколько выше, чем соединений со швами Ф-П и Б-М типов. Это обусловлено существенным измельчением размера зерна, формированием четкой субструктурь и равномерным распределением дислокаций. Более низкие значения K_{IC} у швов Ф-П и Б-М типов связаны с общим повышением и неравномерным

распределением дислокационной плотности, а также с возрастанием объемной доли структур с протяженными цементитными фазовыми выделениями. При этом следует заметить, что для сварных соединений со швами Б-М типа характерен высокий уровень прочности без значительного уменьшения значений K_{IC} (рис. 6), что свидетельствует о хорошем сочетании прочностных и вязких характеристик сварного соединения.

Следующим этапом структурно-аналитического исследования влияния структурных параметров на свойства соединений являлось выявление реальной картины взаимосвязи между структурными факторами и распределением и мощностью зон локализации деформации ε_d и внутренних напряжений τ_{bh} в металле шва и ЗТВ данных соединений. Необходимая экспериментальная информация для анализа такого влияния получена при исследовании тонкой (дислокационной) структуры, плотности и протяженности дислокационных скоплений в структурно-фазовых составляющих в различных областях соединений. Аналитические оценки скоплений такого типа получены по зависимостям Конрада и Стро [23, 24] (соответственно $\varepsilon_d = \alpha_1 \rho b S$ и $\tau_{bh} = G b h \rho / \pi (1 - v)$, где α_1 — коэффициент, связывающий деформацию растяжения со сдвиговой деформацией, равный 1,4; ρ — плотность дислокаций; b — вектор Бюргерса; S — среднее расстояние перемещения дислокаций в процессе нагружения, которое практически соответствует параметрам субструктур; G — модуль сдвига; h — толщина фольги ($2 \cdot 10^{-5}$ см); v — коэффициент Пуассона).

Диаграммы распределения зон локализации деформации для наиболее значимых структур B_v и B_h в исследованных сварных соединениях показывают, что наиболее мощное поле локализации ε_d ($V_d \sim 75\%$) формируется в структурах B_v металла ЗТВ соединений со швом Б-М типа (рис. 7, а, б), а наиболее равномерное (по мощности и площади распределения) характерно для зон формирования B_h (рис. 7, в, г).

Результаты сопоставления оценок значений τ_{bh} со значением теоретической прочности τ_{teor} материала (рис. 8) показали следующее. Более низкий общий уровень распределенных на участке пeregрева металла ЗТВ локальных внутренних напряжений формируется в сварных соединениях, полученных при использовании проволоки Св-08Х20Н9Г7Т ($\tau_{bh} = 1500 \dots 1700$ МПа), что составляет приблизительно $0,18 \dots 0,20 \tau_{teor}$ (рис. 8, а). Повышение значений τ_{bh} приблизительно в $1,3 \dots 1,4$ раза характерно для соединений

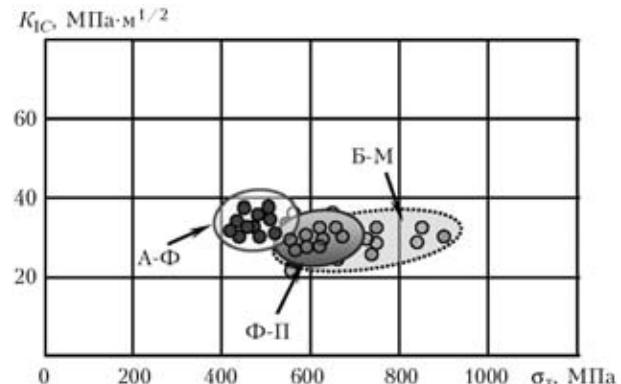


Рис. 6. Области конструктивной прочности сварного соединения стали 17Х2М, полученного с использованием проволок Св-08Г2С (швы Ф-П типа), Св-08Х20Н9Г7Т (швы А-Ф типа) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (швы Б-М типа)

со швами Ф-П типа (рис. 8, б). Наиболее высокие значения τ_{bh} (около 3800...5600 МПа), что соответствует $(0,45 \dots 0,67)\tau_{teor}$, которые относительно равномерно распределены по металлу соответствующего участка ЗТВ, характерны для швов Б-М типа (рис. 8, в).

Относительно характера распределения τ_{bh} в структурах различного типа установлено следующее. Максимально протяженные (примерно до 8...10 мкм) и наибольшие по мощности дислокационные скопления — концентраты внутренних напряжений ($\tau_{bh} \sim 5600$ МПа) — формируются в структурах B_v (вдоль межзеренных прослоек цементита), которые являются потенциальными источниками хрупкого разрушения. При этом равномерное распределение локальных дислокационных скоплений, уменьшение их протяженности и замкнутый характер в объемах зерен

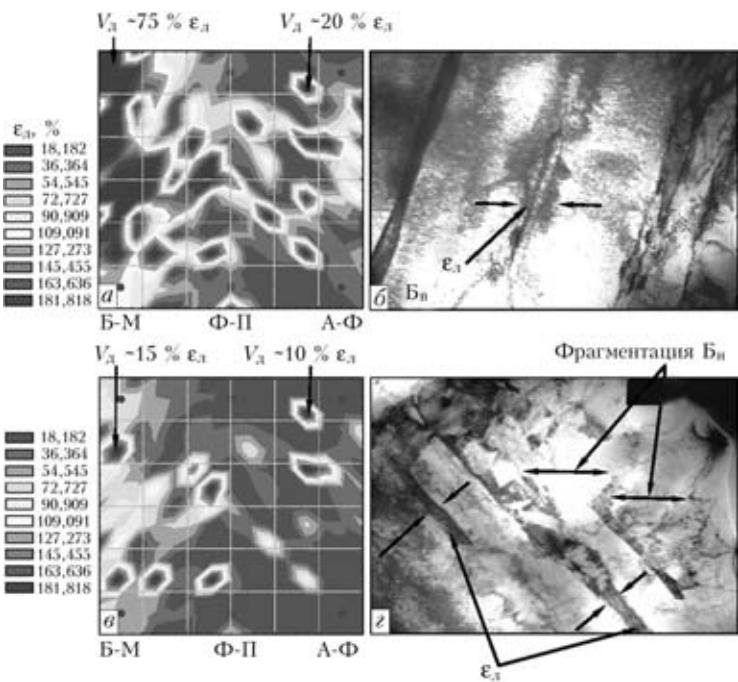


Рис. 7. Диаграммы ($\times 20000$) распределения зон локализации деформации B_v (а, б) и B_h (в, г) в металле швов различных типов

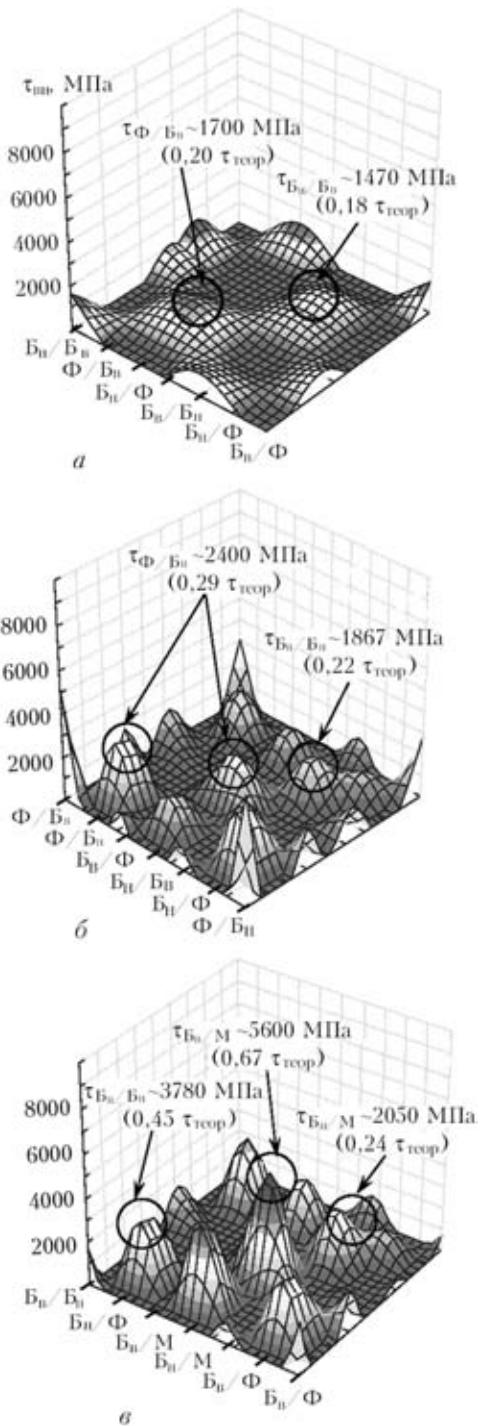


Рис. 8. Расчетные значения внутренних напряжений $\tau_{\text{вн}}$ и теоретической прочности $\tau_{\text{теор}}$ в различных структурных зонах их локализации ($\text{B}_{\text{в}}$, $\text{B}_{\text{н}}$, Φ , M и границ их сопряжений) (I зона ЗТВ) сварных соединений стали 17Х2М, полученных с использованием проволок Св-08Х20Н9Г7Т (шов Ф-П типа) (а), Св-08Г2С (шов А-Ф типа) (б) и Св-10ХН2ГСМФТЮ (шов Б-М типа) (в)

соответствуют $\text{B}_{\text{н}}$, что способствует при формировании такого типа структур расширению возможностей для пластической релаксации напряжений в условиях нарастающих внешних нагрузок за счет подключения к обычным (дислокационным) механизмам поворотных (ротацион-

ных) механизмов их релаксации. Это необходимо учитывать при разработке технологического процесса сварки соединений из высокопрочных сталей, который должен способствовать формированию в металле швов и ЗТВ преимущественно структур $\text{B}_{\text{н}}$, что особенно важно для сварных конструкций, работающих в условиях низких температур.

Выводы

1. Комплексным исследованием на всех структурных уровнях процессов формирования сварного соединения в реальных условиях сварки установлено влияние конкретных структурно-фазовых изменений при аустенитных превращениях на прочность, пластичность, характер локализации деформации и внутренних напряжений — факторов, влияющих на трещиностойкость сварных соединений.

2. Определено, что при переходе в сварном соединении швов Ф-П типа к швам А-Ф типа, а затем к швам Б-М типа имеет место увеличение доли структур $\text{B}_{\text{н}}$, диспергирование структуры и субструктур при отсутствии резких градиентов по размеру зерен и более равномерное распределение плотности дислокаций по их объему.

3. С помощью аналитической оценки дифференцированного вклада конкретных структурно-фазовых параметров в общий (интегральный) уровень прочности доказано, что повышение уровня прочности $\sigma_{0,2}$ в соединениях со швами Б-М типа обусловлено наибольшим вкладом в упрочнение структур $\text{B}_{\text{н}}$ его составляющих (субструктуры и карбидных фаз). Более низкие значения уровня прочности в соединениях со швами А-Ф и Ф-П типов в значительной степени связаны с формированием крупнозернистых и градиентных по размерам структур, а также с большей объемной долей $\text{B}_{\text{в}}$.

4. Равномерное распределение локальных внутренних напряжений $\tau_{\text{вн}}$ и зон локализации деформации $\varepsilon_{\text{л}}$ при снижении значений этих параметров (приблизительно до $0,18 \dots 0,20 \tau_{\text{теор}}$) наблюдается в сварных соединениях со швами А-Ф типа. Увеличение значений $\tau_{\text{вн}}$ до $0,22 \dots 0,67 \tau_{\text{теор}}$ характерно для сварных соединений со швами Ф-П и Б-М типов.

5. Наибольшие по мощности и протяженности дислокационные скопления — концентраторы внутренних напряжений, являющиеся потенциальными источниками хрупкого разрушения, формируются в структурах $\text{B}_{\text{в}}$. Характерное для структур $\text{B}_{\text{н}}$ равномерное распределение локальных дислокационных скоплений, уменьшение их протяженности и замкнутый характер должны способствовать реализации пластических механизмов релаксации внутренних напряжений.

1. Патон Б. Е., Медовар Б. И. Об улучшении качества сталей и сплавов для сварных конструкций ответственного назначения // Автомат. сварка. — 1962. — № 11. — С. 1–7.
2. Грибняк И., Питрунова М., Заяц Я. Измерение и расчет максимальной твердости околосшовной зоны сварных соединений конструкционных сталей // Применение математических методов при изучении свариваемости: Докл. 2-го симп. СЭВ. — София, 1983. — Ч. 2. — С. 213–221.
3. Bessyok Ito Y. Weldability formula of high strength steels related to heat-affected-zone cracking. — S.l., [1968]. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-576–68).
4. Шорицсов М. Х., Белов В. В. Фазовые превращения и свойства стали при сварке. — М.: Наука, 1972. — 220 с.
5. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
6. Горынин И. В. Свариваемые корпусные высокопрочные стали и их применение. — Киев: Наук. думка, 1980. — 132 с.
7. Сузуки Х. О пределе текучести поликристаллических металлов и сплавов // Структура и механические свойства металлов. — М.: Металлургия, 1967. — С. 255–260.
8. Эшби И. Ф. О напряжении Орованна // Физика прочности и пластичности. — М.: Металлургия, 1972. — С. 88–107.
9. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 307 с.
10. Конрад Г. Модель деформационного упрочнения для объяснения влияния величины зерна на напряжение течения металлов // Сверхмелкое зерно в металлах: Сб. ст. / Под ред. Л. К. Гордиенко. — М.: Металлургия, 1973. — С. 206–219.
11. Армстронг Р. В. Прочностные свойства металлов со сверхмелким зерном // Сверхмелкое зерно в металлах. — М.: Металлургия, 1973. — С. 11–40.
12. Petch N. J. The cleavage strength of polycrystalline // J. Iron and Steel Inst. — 1953. — 173, № 1. — Р. 25–28.
13. Orowan E. Dislocation in metals. — New York: AIME, 1954. — 103 p.
14. Ashby M. F. Mechanisms of deformation and fracture // Adv. Appl. Mech. — 1983. — 23. — Р. 118–177.
15. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. — М.: Металлургия, 1966. — 187.
16. Ebelling R., Ashby M. F. Yielding and flow of two phase copper alloys // Phil. Mag. — 1966. — 13, № 7. — Р. 805–809.
17. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 7. — С. 21–29.
18. Критерий оценки механических свойств соединений разнородных материалов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк, Е. Н. Бердникова // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. междунар. конф., 16–20 сент. 2002 г., пос. Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2002. — С. 107–113.
19. Структурный подход к оценке механических свойств в ЗТВ соединений сталей и сплавов / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. В. Арсенюк и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Второй междунар. конф., 13–17 сент. 2004 г., пос. Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2004. — С. 174–179.
20. Структурные факторы, определяющие свойства прочности, пластичности и разрушение сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах: Сб. докл. Четвертой междунар. конф., 27–30 мая 2008 г., пос. Кацивели, Крым, Украина. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 2009. — С. 87–94.
21. Структурный критерий оценки прочности, пластичности, трещиностойкости металлов, сплавов, композиционных материалов и их сварных соединений / Л. И. Маркашова, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков и др. // Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: Зб. праць IV Міжнарод. конф., черв. 2009 р., Львів. — Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2009. — С. 447–451.
22. Романюк О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
23. Теоретическое и экспериментальное исследование дислокаций / Н. А. Конева, Д. В. Лычагин, Л. А. Теплякова, Э. В. Козлов. — Л.: Изд-во ЛФТИ, 1986. — 116 с.
24. Conrad H. Effect of grain size on the lower yield and flow stress of iron and steel // Acta Met. — 1963. — 11. — Р. 75–77.

Structural-phase state of metal of the welded joints on high-strength low-carbon steel 17Kh2M ($w_{6/5} = 20$ °C/s), produced by using welding wires of different chemical compositions and structural types (Sv-08G2S, Sv-08Kh20H9G7T, Sv-10KhN2GSMFTYu), was investigated. Analytical estimation of differential contribution of each structural parameter to a change in the set of mechanical properties (strength, ductility) of the HAZ and weld metal, as well as of a character of distribution and localisation of deformation, level of local internal stresses, intensity and spread of the stress raisers, which are potential sources of cracks forming during the welding process, was performed on the basis of experimental data.

Поступила в редакцию 19.07.2010

ВНИМАНИЮ СПЕЦИАЛИСТОВ!

Производственное объединение «ТЕХНА» (<http://www.texha.com.ua>) приглашает на постоянную работу инженера-технолога сварочного производства (г. Новоград-Волынский Житомирской обл.).

Официальное трудоустройство, соцпакет, проживание, питание, заработка плата — высокая.

E-mail: a.homenko@techna.kiev.ua



ПРИМЕНЕНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ ПРОСЛОЕК В СОЕДИНЕНИЯХ ТРУДНОСВАРИВАЕМЫХ МАТЕРИАЛОВ НА АЛЮМИНИЕВОЙ ОСНОВЕ (Обзор)

Д. А. ИЩЕНКО, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены технологии применения наноструктурных прослоек в виде фольг или покрытий для совершенствования неразъемного соединения трудносвариваемых материалов на основе алюминия в процессах диффузионной, контактной сварки, а также сварки с нагревом за счет экзотермической реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Ключевые слова: диффузионная сварка, контактная сварка, самораспространяющийся высокотемпературный синтез, алюминиевые сплавы, наноструктура, присадки, прослойки, покрытия, фольги, порошки, пластическая деформация, экзотермическая реакция

Алюминий и алюминиевые сплавы по производству и применению занимают второе место после стали. Благодаря уникальному сочетанию комплекса физико-механических, коррозионных и технологических свойств сплавы на основе алюминия успешно применяются в различных отраслях промышленности и в строительстве. Значительны объемы применения алюминиевых сплавов в военной технике, в автомобильном, железнодорожном и водном транспорте, электротехнике, при изготовлении криогенной и химической аппаратуры, в сельскохозяйственном и пищевом машиностроении. Кроме того, высокопрочные алюминиевые сплавы являются основным конструкционным материалом в летательных аппаратах, в том числе в изделиях ракетно-космической техники (до 80 % объемов по массе). Распространению таких материалов в производстве ответственных изделий способствуют современные интенсивные исследования свариваемости и разработка эффективных мер по повышению прочности и надежности сварных соединений, в частности, по предотвращению образования горячих трещин и пор в швах.

Для совершенствования процессов сварки в твердом состоянии и улучшения свойств неразъемных соединений трудносвариваемых материалов, а также сплавов различных систем легирования разработана эффективная технология применения наноструктурных прослоек между соединяемыми поверхностями свариваемых изделий. Такие прослойки представляют собой одно- или многослойные покрытия, фольги или смеси ультрадисперсных порошков. При диффузионной сварке с применением таких материалов получают

сварные соединения с дисперсной микроструктурой, имеющие высокую прочность. Пластическая деформация локализуется в тонкой прослойке, что позволяет осуществлять сварку при использовании режимов с меньшими давлением, продолжительностью и температурой, т. е. сохраняется исходная структура свариваемых материалов.

Применяемый для сварки давлением самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) интерметалличидных соединений заключается в безгазовом горении металлов (компонентов шихты) в промежутке между свариваемыми материалами. Этот процесс активируется при использовании в качестве шихты ультрадисперсных пленочных или порошковых прослоек, которые состоят из металлов, способных вступать между собой в мгновенную экзотермическую реакцию. Технология СВС обеспечивает качественное формирование соединений благодаря высокой степенью локализации нагрева в зоне сварки.

Процесс контактной сварки с применением наноструктурных прослоек также совершенствуется благодаря уменьшению времени сварки и повышенной локализации нагрева с предотвращением разупрочнения материалов.

Цель настоящего обзора — проанализировать современные разработки способов неразъемного соединения в твердом состоянии материалов на основе алюминиевых сплавов с применением наноструктурных прослоек в виде фольг или покрытий, а также с использованием ультрадисперсных присадок, которые обеспечивают получение дисперсной структуры зоны неразъемного соединения с высокими прочностными характеристиками.

Неразъемное соединение с использованием наноструктурных прослоек при сварке взрывом. При производстве слоистых плит из высокопрочных алюминиевых сплавов в качестве исходных заготовок часто применяют предварительно плакированные плиты, причем их исходная

толщина в пакете может значительно колебаться в зависимости от конечной толщины плиты и требуемого соотношения слоев, что сказывается на качестве соединения слоев и проявляется в нестабильности свойств при статических и динамических испытаниях. В работе [1] проведена сравнительная оценка качества соединения, полученного сваркой взрывом, при плакировании высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg ($\Sigma Mg + Zn \geq 9\%$). Указано, что прочность и ударная вязкость соединения возрастают с увеличением относительной степени деформации ε при плакировании. Наблюдается наиболее интенсивный рост прочности при увеличении степени деформации до 50 % и затем более плавное увеличение до значений, равных прочности прослойки АД1 (рис. 1). Ударная вязкость достигает максимальных значений при более высоких степенях деформации ($\varepsilon = 80\%$), являясь более чувствительной характеристикой к дефектам типа оксидных плен. Существенное влияние на качество соединения, особенно на пластические свойства, оказывает термообработка (рис. 2). При повышении температуры закалки и увеличении времени выдержки ударная вязкость соединения снижается. Излом приобретает более хрупкий характер, особенно после рекристаллизационного отжига при температуре 550 °C и $\varepsilon < 66\%$. При увеличении степени деформации это влияние уменьшается.

CBC-процесс для неразъемного соединения материалов и получения интерметаллидных покрытий. В процессе соединения металлов с помощью CBC нагрев места соединения происходит за счет экзотермической реакции в шихте, предварительно размещенной между соединяемыми поверхностями [2]. При этом CBC-продукт в большей или меньшей степени участвует в формировании материала шва. Различают два варианта осуществления процесса. В первом случае (CBC-пайка) соединяемые материалы и помещенный в зазор между ними слой шихты в исходном состоянии являются холодными или равномерно прогретыми. Кратковременным локальным нагре-

вом в этом слое инициируется волна горения, которая разогревает соединяемые поверхности и расплавляет CBC-продукт. После этого место сварки подвергают сжатию, максимально сближая поверхности материалов и частично удаляя CBC-продукт из зазора. Во втором случае (CBC-сварка) используется электропроводящая шихта и инициирование процесса происходит за счет пропускания через нее и свариваемые материалы тока, при этом экзотермическая реакция происходит одновременно во всем объеме шихты.

В CBC-процессе в тонких двухслойных пленках температура инициирования зависит от скорости нагрева и соотношения толщин каждого слоя. При этом безгазовое горение реализуется при температурах инициирования на 300...350 °C меньших, чем на порошках (например, для Al/Fe и Al/Co в пределах 250...400 °C, а для Al/Ni — 200...300 °C) [3]. Механизм CBC аналогичен процессу взрывной кристаллизации. В начальной стадии твердофазные реакции, возникающие на контактной поверхности пленочных конденсаторов, могут быть безгазовым горением. Реакция в тонких пленках может реализовываться и на поверхности порошков, если второй реагент находится в жидкой фазе. Большие скорости охлаждения после прохождения волны CBC в двухслойных пленках приводят к стабилизации высокотемпературных и метастабильных фаз.

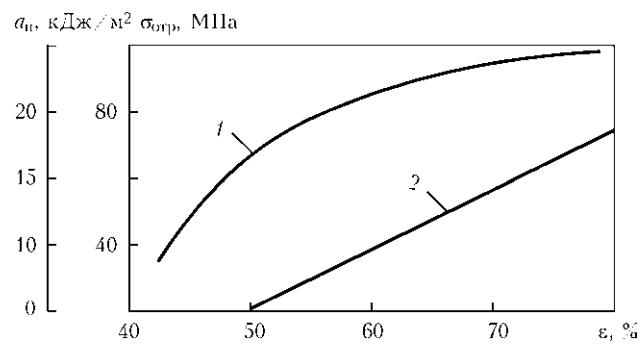
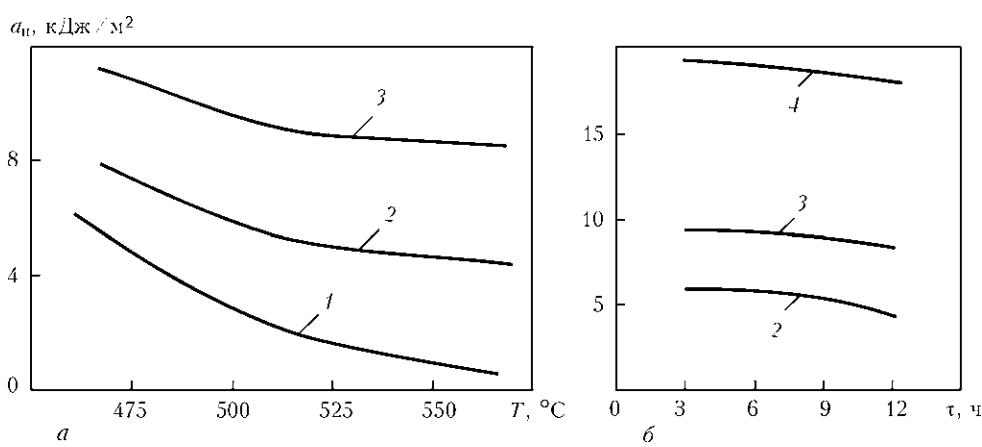


Рис. 1. Зависимость прочности соединения слоев $\sigma_{\text{отр}}$ (1) и ударной вязкости a_H (2) от степени деформации [1]

Рис. 2. Зависимость ударной вязкости соединения от температуры закалки ($\tau = 3$ ч) (а) и времени выдержки ($T = 470$ °C) (б) [1]: 1—4 — соответственно $\varepsilon = 50, 60, 70$ и 80 %



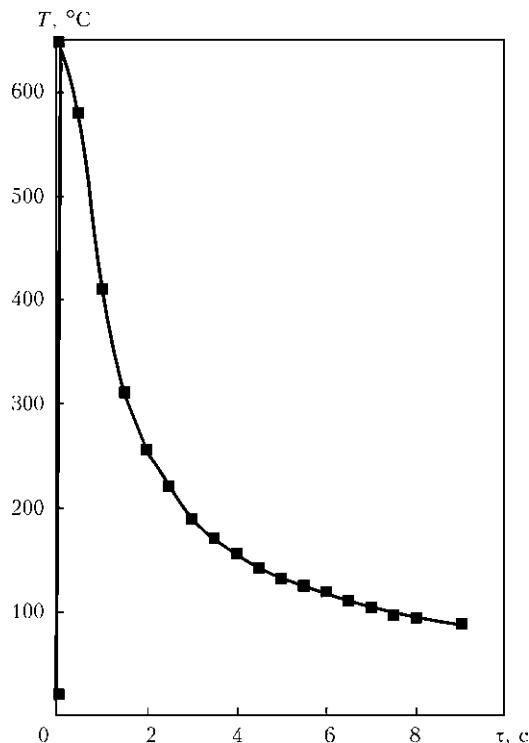


Рис. 3. Термограмма реакции CBC в образце системы Ni–Al (61,2 мас. % Al) [4]

В области неразъемного соединения интерес к многослойным фольгам на основе элементов, образующих интерметаллиды, обусловлен также их применением в качестве присадок и для источников локального нагрева металлов при реализации реакции CBC (безгазового горения) в сварочном зазоре. В работе [4] проведена оценка интенсивности тепловыделения в процессе CBC в слоистых фольгах Ni/Al, помещенных между двумя соединяемыми медными фольгами. Показано, что в зависимости от химического состава, толщины и характеристик исходной микроструктуры слоистых фольг интенсивность тепловыделения может изменяться в широких пределах от 70 до 400 Вт/см². Скорость распространения волны безгазового горения также зависит от толщины слоев компонентов: при их уменьшении до нанометрового масштаба скорость распространения волны реакции CBC по фольге может достигать 10 м/с. На термограмме (рис. 3) видно, что после иницирования реакции CBC температура пакета быстро возрастает (за 0,1 с) до значения, зависящего от количества выделившегося тепла, массы образца и медной фольги, которые подбирались так, чтобы разогрев всего пакета не превышал температуру плавления меди. Как правило, эта температура находилась в пределах 500...700 °C.

Работа [5] посвящена исследованию механизмов диффузии, формирования и стабильности зародышей новых фаз в реакциях, соответствующих CBC в системе Ni–Al. При сравнении количественного и качественного изменения фазового сос-

тава для различного содержания внедренных частиц алюминия (30 и 50 %) в никелевую матрицу показано преобладание фазы Ni₃Al для 30 % Al и 50 % NiAl. Скорость растворения внедренных частиц алюминия в первом случае, когда система импульсно разогревалась в нарастающей серии последовательных интервалов времени и запоминалась конечная структура материалов, после процесса закалки ниже, чем во втором случае, когда запоминалась динамическая структура системы, полученная при импульсном разогреве, и вновь подвергалась импульсному разогреву в течение нового интервала времени.

В работах [6–8] изучены микро- и наноструктуры многослойных пленок, полученных с использованием метода магнетронного напыления и состоящих из чередующихся слоев титана и алюминия, в широком диапазоне значений толщины слоев. Рассмотрены микроскопические особенности распространения в них волн безгазового горения. В процессе безгазового горения в многослойных пленках системы Al–Ti наиболее вероятным механизмом самораспространяющейся реакции является диффузия алюминия в β-Ti при температуре, близкой к температуре перехода α-Ti в β-Ti. В результате CBC образуются интерметаллидные соединения титана с алюминием, которые представляют собой сильно текстурированные беспористые поликристаллические материалы, в которых присутствуют две взаимно перпендикулярные системы границ: между слоями и межзеренные. Слои реагентов сплошные и достаточно ровные, перемешивание вдоль их границ незначительное (рис. 4). Столбчатые зерна ориентированы нормально к плоскости фольги. По мере уменьшения толщины слоев они становятся слаборазличимыми, однако зеренная структура сохраняется, а иногда становится более явной (рис. 5). Поскольку коэффициент диффузии алюминия в титане весьма малый, межзеренные границы могут служить путями для аномально быстрой диффузии, так как ориентированы параллельно диффузионному потоку. По сравнению с горением порошковых смесей «растекание» волны CBC в фольге проходит более равномерно. В то же время межзеренные границы могут замедлять поток тепла, направленный от горячих продуктов в несгоревшую часть образца, т. е. вдоль фольги.

В работе [9] описаны режимы фазовых образований при гетерогенной реакции безгазового горения в многослойных нанопленках системы Al–Ti. Указано, что взаимодействие элементов проходит в следующем порядке: разупорядочение кристаллической структуры титана с одновременным увеличением межплоскостных расстояний и насыщением твердого титана атомами алюминия; упорядочение кристаллической решетки с обра-

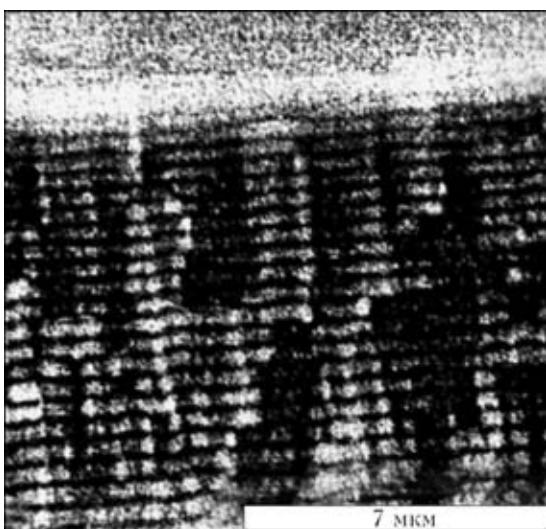


Рис. 4. Микроструктура многослойных пленок Al/Ti в результате СВС (растровая электронная микроскопия) [8]

зованием твердого раствора на основе α -Ti и параллельное образование фазы $TiAl_3$; упорядочение перемешанных атомов титана и алюминия в кристаллическую структуру конечного продукта сплава TiAl. В режиме горения все стадии процесса происходят почти мгновенно — менее чем за 0,04 с. При применении обоих режимов происходит наследование текстуры исходных слоев промежуточными и конечной фазами.

В работах [10–12] рассмотрены преимущества объединения СВС-процесса и механического воздействия при соединении ультрадисперсных материалов из интерметаллидов AlNi и AlTi. Продолжительность и режим механической активации при диспергировании в порошковых смесях никеля с алюминием и титана с алюминием влияет на характеристики процесса и состав продуктов безгазового горения. Горение для данных составов происходит в микрогетерогенном режиме, а скорость прогрева определяется временем прогрева композиционных частиц. В случае режима термического взрыва, где горение нельзя остановить сразу после достижения точки воспламенения, его можно замедлить за счет различной длительности горения после воспламенения, изменяя скорость нагрева и используя грубый порошок никеля в качестве источника тепла *in situ*. Этот косвенный метод успешно имитирует операцию волновой закалки, которая применима только к режиму распространения плоской волны.

Контактная сварка. В работе [13] приведены результаты исследования особенностей формирования соединений по технологии контактной сварки сопротивлением с использованием наноструктурных Al/Ni и Al/Cu фольг в качестве вставок между соединяемыми деталями из алюминиевых сплавов АД0, 1460 и АМг6. Такая технология характеризуется высококонцентрированным выделением тепла встыке, что уменьшает время свар-

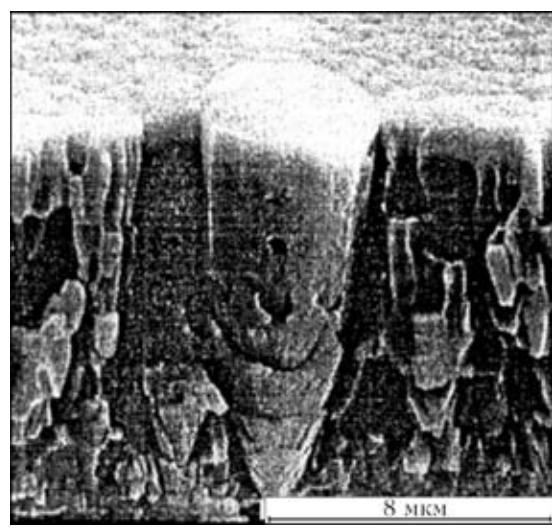


Рис. 5. Микроструктура излома пленки Al/Ti при толщине слоев 95 нм [8]

ки и предотвращает разупрочнение металла. При использовании фольги, состоящей из слоев алюминия и никеля, происходит дополнительное выделение тепла в зоне контакта, обусловленное протеканием экзотермической реакции между металлами, которая сопровождается образованием интерметаллидных фаз. Развитие экзотермической реакции зависит от скорости нагрева при сварке. С повышением последней под воздействием усилия сжатия увеличивается объем грата. Оптимальной для получения качественных соединений является скорость нагрева 500...800 °C/с. Фрагменты фольги сохраняют слоистую структуру, т. е. реакция алюминия и никеля протекает локально (рис. 6). Использование алюминиево-médных наноструктурных фольг позволяет заметно уменьшить температуру сварки (на 100...150 °C) благодаря протеканию процесса формирования в фольге эвтектики Al_2Cu . Это имеет особое значение при сварке термически нестабильных алюминиевых сплавов.

На основе исследований механизма формирования зоны соединения авторы работы [14] разработали методы получения точечной контактной сваркой работоспособных соединений из стали и алюминиевых сплавов АМг6 и АМц с использованием биметаллических пластин стали–алюминий, которые изготавливали прокаткой или сваркой взрывом. При этом показано, что при изготовлении прокладок предпочтение следует отдавать сварке взрывом, так как она позволяет получить качественное соединение с самоочисткой поверхности в процессе косого соударения листовых заготовок. Используя биметаллический переходник, осуществляли точечную контактную сварку сплава АМг6 со сталью Ст3. Закономерности процессов расплавления, кристаллизации, взаимной диффузии и химического взаимодействия компонентов, а также их изменения с повы-

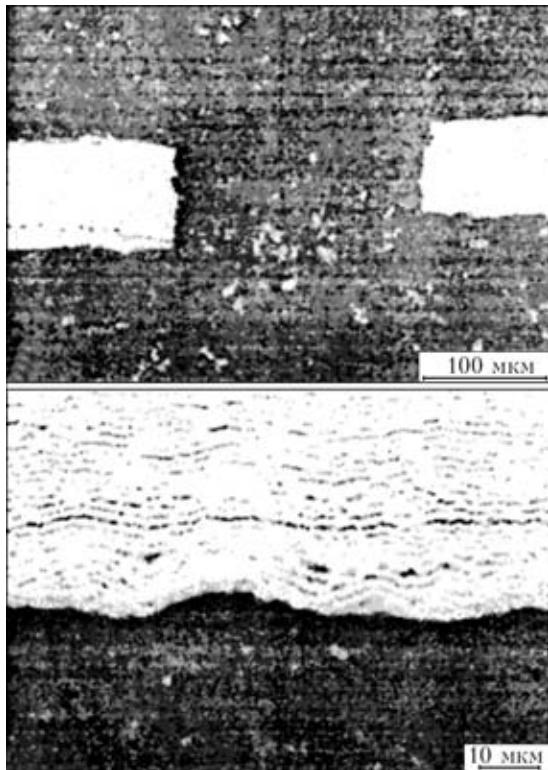


Рис. 6. Фрагменты фольги Al/Ni в металле сварного шва [13].
шением температуры и давления позволяют определить оптимальные режимы сварки и получать прочное соединение между биметаллом и основным материалом.

Способы изготовления наноструктурных фольг и покрытий. На качество соединений, полученных с использованием наноструктурных фольг и покрытий, наряду с параметрами сварочных процессов и последующей обработкой влияют химический и фазовый состав, размер ультрадисперсных частиц и толщина наноструктурных фольг или покрытий. Соответственно важное значение имеют и особенности процессов их получения. Наноструктурные фольги и покрытия изготавливают следующими методами: закалка из расплава спиннингованием [15–20]; детонационное нанесение [21, 22]; конденсация [23]; осаждение после газотермического [24], магнетронного [25], вакуумно-дугового [26] распыления; ионная имплантация [27, 28]; гальваническое осаждение.

Заключение. Представленные выше результаты опубликованных работ свидетельствуют о высокой эффективности применения наноструктурных прослоек для соединения трудносвариваемых алюминиевых сплавов. Такими прослойками могут быть элементарные или многослойные покрытия, фольги или смеси ультрадисперсных порошков. Сварные соединения при этом получаются высокопрочными с дисперсной микроструктурой.

В условиях диффузионной сварки с использованием фольг или покрытий, имеющих ультра-

дисперсную структуру, пластическая деформация локализуется в тонкой прослойке. Это позволяет прикладывать меньшее усилие сжатия и ускорять процесс сварки без нагрева, что способствует сохранению исходной структуры свариваемых материалов.

Для СВС характерны высокотемпературные фазовые образования в зоне контакта при аномально быстрой реакции и диффузии. При этом обеспечивается качественное формирование швов при сравнительно мягких температурных режимах благодаря высокой степени локализации нагрева в зоне сварки.

Применениеnanoструктурных многослойных фольг при контактной сварке вызывает дополнительное высококонцентрированное выделение тепла в зоне соединения. Этому способствует инициируемая электрическим током локальная экзотермическая реакция между металлами прослойки, позволяющая сохранять структуру и прочностные свойства основного материала.

1. Шленский А. Г. Исследование качества соединения при плакировании сплавов системы Al–Zn–Mg // Технология машиностроения. — 2008. — № 8. — С. 20–23.
2. Клубович В. В., Кулак М. М., Самолетов В. Г. Получение неразъемных соединений материалов с помощью СВС // Сварка и родственные технологии: Сб. науч. тр. — Минск, 2005. — С. 62–63.
3. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез и твердофазные реакции в двухслойных тонких пленках / В. Г. Мягков, В. С. Жигалов, Л. Е. Быкова, В. К. Мальцев // Журн. техн. физики. — 1998. — **68**, № 10. — С. 58–62.
4. Шишкин А. Е., Роговченко Д. С., Устинов А. И. Оценка интенсивности тепловыделения в процессе быстрораспространяющейся реакции СВС в многослойных фольгах Ni/Al // Металлофизика и новейшие технологии. — 2009. — **31**, № 9. — С. 1179–1188.
5. Денисова Н. Ф., Старостенков М. Д., Холодова Н. Б. Исследование формирования и стабильности зародышей новых фаз в реакциях, соответствующих СВС-синтезу в системе Ni–Al // Тр. 9 Междунар. науч.-техн. конф. «Композиты — в народное хозяйство» («Композиты-2005»). — Барнаул, ноябрь, 2005. — Барнаул: АлГГТУ, 2005. — С. 100–105.
6. Безгазовое горение многослойных биметаллических наполненок Ti/Al / А. С. Рогачев, А. Э. Григорян, Е. В. Илларионова и др. // Физ. горения и взрыва. — 2004. — **40**, № 2. — С. 45–51.
7. Автоволновое распространение экзотермических реакций в тонких многослойных пленках системы Ti–Al // А. Э. Григорян, Н. Г. Елистратов, Д. Ю. Ковалев и др. // Докл. РАН. — 2001. — **381**, № 3. — С. 368–372.
8. Структурные особенности тонких многослойных пленок Ti/Al для самораспространяющегося высокотемпературного синтеза / А. Э. Григорян, Е. В. Илларионова, Б. А. Логинов и др. // Изв. вузов. Цвет. металлургия. — 2006. — № 5. — С. 31–36.
9. Формирование кристаллической структуры продуктов при гетерогенной реакции в многослойных биметаллических наносистемах / А. С. Рогачев, Ж. К. Гашон, А. Э. Григорян и др. // Изв. РАН. Сер. физ. — 2006. — **70**, № 4. — С. 609–611.
10. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез и механическое сплавление при получении монофазных высокодисперсных интерметаллидов / Т. Ф. Григорьева, М. А. Корчагин, А. П. Баринова, Н. З. Ляхов // Материаловедение. — 2000. — № 5. — С. 49–53.

11. Biswas A., Roy S. K. Comparison between the microstructural evolution of two modes of SHS of NiAl: key to a common reaction mechanism // Acta Mater. — 2004. — 52, № 2. — С. 257–270.
12. Шкодич Н. Ф., Кочетов Н. А., Сачкова Н. В. О влиянии механической активации на СВС-составы Ni-Al и Ti-Al // Изв. вузов. Цвет. металлургия. — 2006. — № 5. — С. 44–50.
13. Особенности контактной сварки алюминиевых сплавов с использованием наноструктурных алюминиево-никелевых и алюминиево-медных фольг / В. С. Кучук-Яценко, В. И. Швец, А. Г. Сахацкий, А. А. Наконечный // Свароч. пр-во. — 2007. — № 9. — С. 12–14.
14. Ковалевский В. Н., Демченко Е. Б., Лопатко И. Г. Использование нанопокрытий при сварке разнородных материалов давлением // Сварка и родственные технологии. — 2006. — Вып. 8. — С. 84–87.
15. Нанослоистые фрагменты в алюминиевых сплавах / А. П. Шпак, В. П. Майборода, Ю. А. Куницкий и др. // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2004. — 2, № 2. — С. 681–687.
16. Неумержицкая Е. Ю., Шепелевич В. Г. Структура, свойства и термическая стабильность быстрозатвердевших фольг сплава алюминия с хромом, никелем и марганцем // Перспект. материалы. — 2005. — № 4. — С. 69–73.
17. Особливості фазоутворення в швидкозагартованих сплавах Al–Fe–Cr при наявності квазікристалів / М. В. Карпець, С. О. Фірстов, Л. Д. Кулак // Фіз. і хімія твердого тіла. — 2006. — 7, №1. — С. 147–151.
18. Гутько Е. С., Шепелевич В. Г. Исследование быстрозатвердевших фольг бинарных и тройных сплавов на основе алюминия, содержащих цинк и магний // Физ. и химия обработки материалов. — 2005. — № 4. — С. 81–85.
19. Ташилькова-Бушкевич И. И., Шепелевич В. Г. Элементный послойный анализ распределения компонентов в объеме быстрозатвердевших низколегированных сплавов алюминия // Там же. — 2000. — № 4. — С. 99–105.
20. Структурный и фазовый анализ быстрозатвердевших сплавов Al–Fe / И. И. Ташилькова-Бушкевич, Е. С. Гутько, В. Г. Шепелевич, С. М. Барайшук // Поверхность.
21. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. — 2008. — № 4. — С. 69–75.
22. Влияние свойств порошков алюминидов титана и условий детонационного напыления на фазо- и структурообразование покрытий / В. Е. Оликер, В. Л. Сиротова, И. И. Тимофеева и др. // Порошк. металлургия. — 2005. — № 9/10. — С. 74–84.
23. Романьков С. Е., Калошкин С. Д., Пустов Л. Ю. Синтез титаноалюминидных покрытий методом механического сплавления и последующего отжига на поверхности титана и алюминия // Физ. металлов и металловедение. — 2006. — 101, № 1. — С. 65–73.
24. Перекрестов В. И., Косминская Ю. А., Кравченко С. Н. Закономерности структурообразования конденсаторов слабопересыщенных паров Cu, Ti, Al и Cr // Металлофизика и новейшие технологии. — 2003. — 25, № 6. — С. 725–735.
25. Структурные особенности квазикристаллических покрытий из сплава Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ / Е. И. Буженец, В. П. Майборода, А. П. Шпак и др. // Наносистемы, наноматериалы, нанотехнологии. — 2004. — 2, № 4. — С. 1323–1329.
26. Hampshire J., Kelly P. J., Teer D. G. The tribological properties of co-deposited aluminium-titanium alloy coatings // 30 Intern. conf. on metallurgical coatings and thin films. — San Diego, Calif., Apr. 28–May 2, 2003. — P. 392–398.
27. Budilov V., Kireev R., Kamalov Z. Intermetallic products formed by joint cold cathode vacuum arc sputtering of titanium and aluminium / Mater. Sci. and Eng. A. (11 Intern. conf. on rapidly quenched and metastable materials), Oxford, 25–30 Aug., 2002. — 2004. — 375–377. — P. 656–660.
28. Формирование поверхностных слоев, содержащих интерметаллидные соединения систем Ni–Al и Ti–Al, при высокointенсивной ионной имплантации / И. А. Курзина, И. А. Божко, М. П. Калашников, Ю. П. Шаркоев // Перспект. материалы. — 2005. — № 1. — С. 13–23.
29. Высокоинтенсивная имплантация ионов алюминия в титан / И. А. Курзина, И. А. Божко, М. П. Калашников и др. // Металлофизика и новейшие технологии. — 2004. — 26, № 12. — С. 1645–1660.

Considered are the technologies for application of nanostructured interlayers in the form of foils or coatings to improve permanent joints on hard-to-weld aluminium-base materials in processes of diffusion bonding and resistance welding, as well as welding with heating due to an exothermic reaction of self-propagating high-temperature synthesis.

Поступила в редакцию 08.12.2010

Уважаемые соискатели!

Сообщаем, что в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины создан специализированный ученый совет (Д26.182.02), принимающий к защите диссертации на соискание ученой степени доктора (кандидата) наук по специальности:

05.0201 «Материаловедение»

05.16.02 «Металлургия черных и цветных металлов и специальных сплавов»



ФОРМИРОВАНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА В УЗКИЙ ЗАЗОР С УПРАВЛЯЮЩИМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

В. Ю. БЕЛОУС, канд. техн. наук, С. В. АХОНИН, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложен механизм формирования сварного соединения в узкий зазор в условиях воздействия внешнего управляемого магнитного поля. Экспериментально-расчетным методом установлена зависимость скорости потока аргоновой плазмы и газодинамического давления дуги на поверхность сварочной ванны от параметров процесса и геометрии вольфрамового электрода.

Ключевые слова: сварка ТИГ, титан, магнитное управление дугой, узкая разделка, формирование соединения

Аргонодуговая сварка титана вольфрамовым электродом является широко распространенным способом соединения деталей толщиной до 100 мм. Как правило, соединения толщиной более 16 мм получают многослойной сваркой с разделкой кромок и использованием присадочной проволоки. При этом многослойная сварка в U-образную разделку кромок малопроизводительна и неэкономична, а зона термического влияния имеет значительную протяженность.

В последнее время при изготовлении конструкций большой толщины получил широкое распространение способ аргонодуговой сварки в узкий зазор (СУЗ), который по сравнению со сваркой с U-образной разделкой кромок позволяет уменьшить объем наплавляемого металла, снизить трудоемкость подготовки кромок свариваемых деталей и существенно повысить производительность сварки.

Однако для успешной реализации процесса СУЗ требуется преодоление определенных трудностей, главная из них — это обеспечение надежного оплавления вертикальных боковых стенок разделки. При традиционной аргонодуговой сварке вольфрамовым электродом большая часть тепловой энергии дуги расходуется на проплавление дна узкой разделки или повторное проплавление металла шва предыдущего прохода. Поэтому для надежного оплавления вертикальных стенок узкой разделки необходимо перераспределение тепла, вводимого в сварное соединение, что возможно путем механического перемещения вольфрамового электрода [1] или воздействия на дугу внешним магнитным полем [2].

В ИЭС им. Е. О. Патона разработана технология СУЗ вольфрамовым электродом с управляемым магнитным полем, позволяющая в заранее заданных пределах перераспределять теп-

ловую энергию дуги между нижней стенкой разделки, вертикальными боковыми кромками и жидкой сварочной ванной. Согласно этой технологии сварку выполняют вольфрамовым электродом, который опускается в разделку, при этом защитное сопло расположено над свариваемыми кромками, что уменьшает ширину разделки до 10...11 мм. Магнитопровод электромагнита совмещен с направляющей для подачи присадочной проволоки и находится в разделке перед вольфрамовым электродом. Электромагнит создает магнитное поле, силовые линии которого в зоне дуги направлены в основном вдоль линии сварки, при этом значение магнитной индукции в зоне дуги достигает 12 мТл. Такое поле является поперечным по отношению к дуге, а его направление с определенной частотой меняется на противоположное.

Цель настоящей работы состояла в изучении закономерностей формирования соединения в процессе СУЗ с управляемым магнитным полем. Авторами предложен следующий механизм формирования соединения при СУЗ вольфрамовым электродом с внешним управляемым магнитным полем. Вследствие взаимодействия внешнего управляемого реверсируемого магнитного поля, генерируемого электромагнитом, с током дуги возникает сила Лоренца F_a' , которая отклоняет дугу и приводит к смещению анодного пятна в направлении действия этой силы:

$$\vec{F}_a' = \vec{J} \times \vec{B}' \quad (1)$$

где \vec{J} — плотность электрического тока в дуге, A/m^2 ; \vec{B}' — магнитная индукция, Тл.

Перераспределение энергии сварочной дуги, вводимой в свариваемый металл, и оплавление вертикальных стенок разделки основного металла в процессе СУЗ осуществляются поочередным отклонением дуги к боковым стенкам разделки под действием силы Лоренца F_a (рис. 1). Основными параметрами управляемого магнитного поля для СУЗ являются значения составляющей магнитной

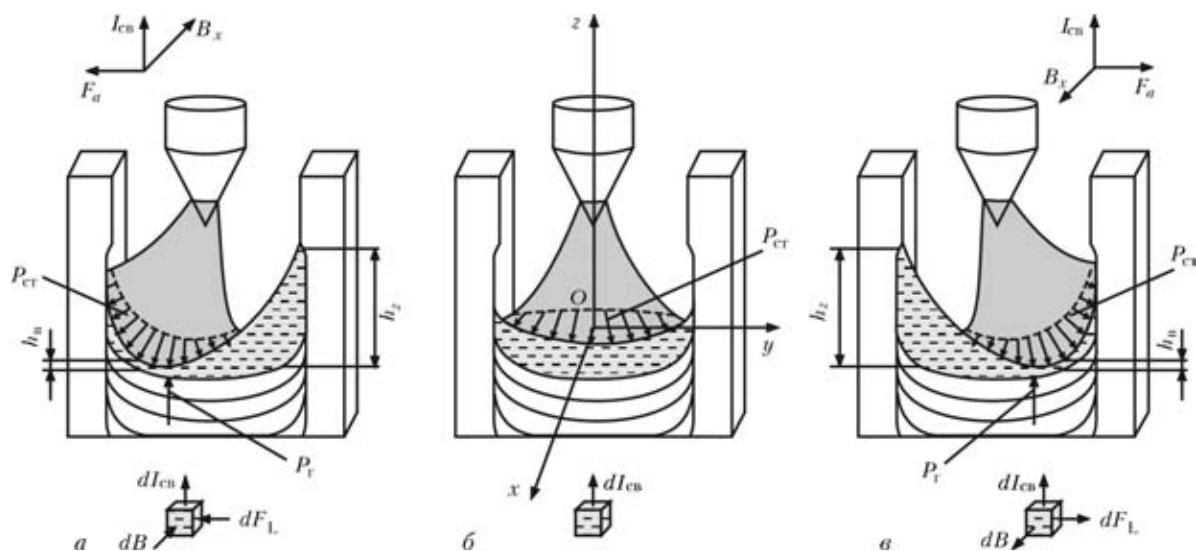


Рис. 1. Схема оплавления боковых стенок разделки и расположение сварочной дуги в крайних (a, b) и промежуточном (b) положениях

индукции в направлении сварки B_x , поперечной составляющей магнитной индукции B_y и частоты реверсирования магнитного поля w .

В начальный момент времени, когда дуга размещена по центру магнитопровода, в направлении оси y магнитная индукция $B_y = 0$. В связи с этим на дугу действует только составляющая силы Лоренца F_x в плоскости, перпендикулярной оси шва. При отклонении дуги в крайнее положение появляется дополнительная составляющая силы Лоренца F_y , направление которой зависит от направления составляющей B_y (рис. 2). Под воздействием F_y анодное пятно смещается в направлении сварки в головную часть сварочной ванны.

Сила давления плазмы столба дуги P_{ct} (рис. 1) прогибает поверхность сварочной ванны, оттесняя жидкий металл от оплавляемой стенки и головной

части сварочной ванны в ее хвостовую часть и к противоположной стенке зазора, вследствие чего толщина слоя жидкого металла под дугой уменьшается, а толщина его слоя h_z в хвостовой части сварочной ванны увеличивается. Сила Лоренца F_L , возникающая при взаимодействии тока в сварочной ванне и внешнего управляющего магнитного поля, а также сила гидростатического давления жидкого металла ванны P_r препятствуют уменьшению толщины прослойки жидкого металла. При поочередном отклонении дуги к боковым стенкам разделки происходит переток жидкого металла от оплавляемых дугой стенок (рис. 3, a) и в результате возбуждаются поперечные колебания жидкого металла сварочной ванны. Исчезновение прослойки жидкого металла под дугой может стать причиной возникновения несплавлений в

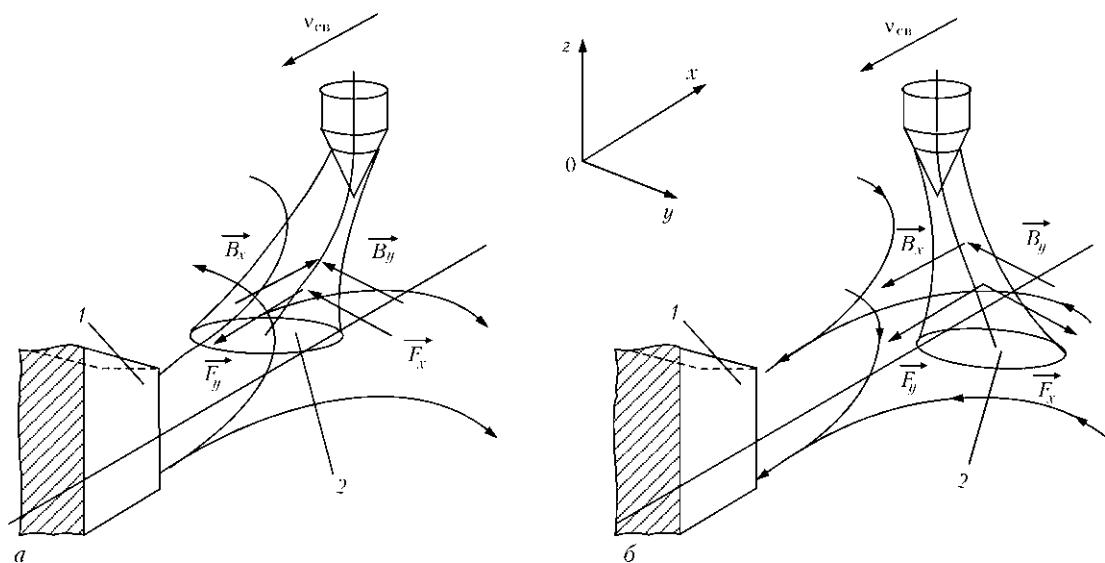


Рис. 2. Направление магнитной индукции и сил, действующих на дугу при СУЗ с внешним управляющим магнитным полем, в крайних левом (a) и правом (b) положениях дуги: 1 — магнитопровод; 2 — анодное пятно; B_x, B_y — компоненты магнитной индукции в плоскостях соответственно zOx и zOy ; F_x, F_y — компоненты силы Лоренца, возникающей от воздействия составляющих B_x и B_y ; v_{cb} — скорость сварки

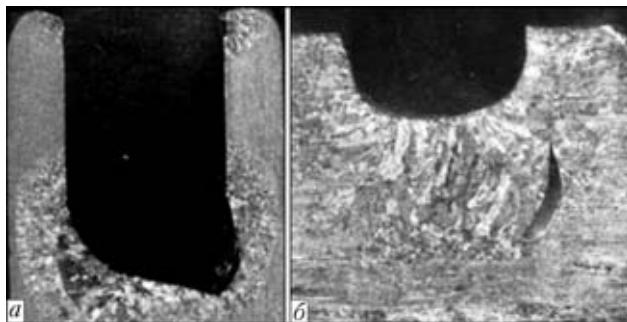


Рис. 3. Поперечные макрошлифы закристаллизовавшихся швов: *а* — форма свободной поверхности сварочной ванны; *б* — несплавление, образовавшееся в результате исчезновения жидкой прослойки

виде незаполненных расплавленным металлом пустот и подрезов (рис. 3, *б*). Для анализа влияния указанных выше сил на характер поведения жидкого металла проведены исследования по оценке изменения их значений в процессе СУЗ.

Сила Лоренца F_L , возникающая в сварочной ванне от внешнего магнитного поля, может быть оценена по формуле

$$F_L = (I_{\text{св}} B_x) h_{\text{в}}, \quad (2)$$

где $h_{\text{в}}$ — глубина прослойки жидкого металла под дугой в сварочной ванне (см. рис. 1).

Экспериментальными исследованиями установлено, что при СУЗ глубина сварочной ванны в зоне действия дуги уменьшается от 2 до 1 мм при увеличении значений поперечной составляющей магнитной индукции B_x от 2,5 до 12,0 мТл и продольной составляющей $B_z \leq 4,0$ мТл [3]. В

этом случае значение силы Лоренца F_L не превышает $5 \cdot 10^{-3}$ Н.

Силу давления плазмы столба дуги $P_{\text{ст}}$ можно оценить, определив геометрические параметры последней. При допущении, что дуга при СУЗ имеет форму конуса с высотой, равной длине дуги l_d , и радиусами столба дуги у катода R_k и анода R_a соответственно верхнего и нижнего основания конуса, можно определить скорость газодинамического потока плазмы, а также суммарную силу давления плазмы столба дуги на поверхность сварочной ванны.

Распределение скорости плазменных потоков v_z определяли по методике, предложенной в работе [4]. Суммарную силу давления плазмы столба дуги на поверхность сварочной ванны определяли по формуле для конической модели сварочной дуги [5]

$$F_{\text{ст}} = \mu_0 I_{\text{св}}^2 / (4\pi \ln(R_a/R_k)), \quad (3)$$

где μ_0 — магнитная проницаемость.

Оценку геометрических параметров сварочной дуги у катода осуществляли путем съемок реального дугового процесса (рис. 4) с последующей компьютерной обработкой полученного изображения (рис. 5). Диаметр дуги у анода определяли методом «секционированного анода» [6].

При СУЗ титана с магнитоуправляемой дугой можно применять вольфрамовые электроды с диаметром стержня 5 мм, имеющие коническую (рис. 6, *а*) либо плоскозаточенную (рис. 6, *б*) рабочую часть. Электрод с плоскозаточенной рабочей частью при сварке расположен широкой



Рис. 4. Фотографии (светофильтр ИКС-5) плоскозаточенного электрода диаметром 5 мм с шириной рабочей кромки 1 (*а*), 2 (*б*) и 5 (*в*) мм и дугового промежутка в условиях СУЗ при $I_{\text{св}} = 400$ А

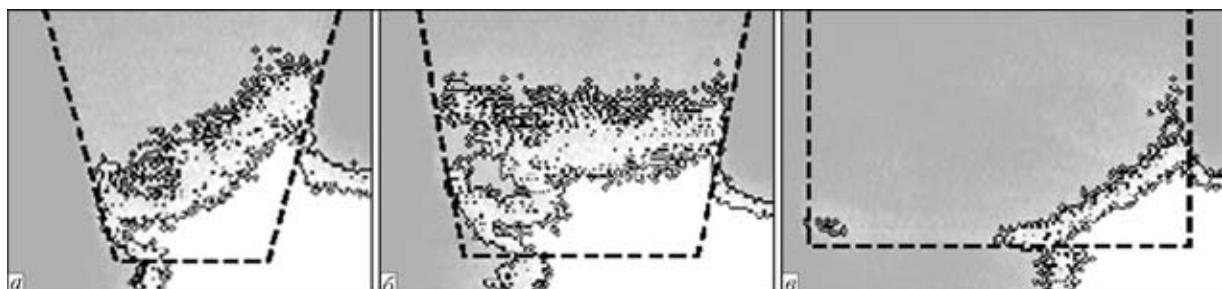


Рис. 5. Изображения столба дуги возле катода в условиях СУЗ при $I_{\text{св}} = 400$ А, полученные после компьютерной обработки: *а—в* — см. рис. 4

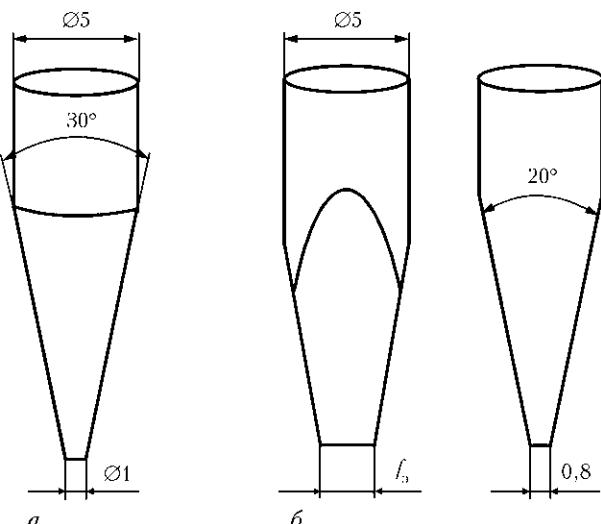


Рис. 6. Типоразмеры вольфрамовых электродов, применяемых при СУЗ титана с конической (а) и плоскозаточенной (б) рабочей частью

стороной поперек оси шва. Преимущество плоскозаточенных вольфрамовых электродов состоит в том, что они позволяют регулировать перемещение катодного пятна при попеременном отклонении дуги под действием внешнего управляемого магнитного поля, а соответственно в определенных пределах и разогрев рабочей кромки вольфрамового электрода, а также могут изменять геометрические параметры дугового разряда путем подбора только одного параметра — ширины рабочей части электрода f_3 .

Результаты расчетов распределения скорости плазменных потоков представлены на рис. 7, а суммарной силы, действующей на поверхность сварочной ванны, — на рис. 8. Анализ полученных результатов показал, что в условиях СУЗ при $I_{\text{св}} = 400$ А применение конического вольфрамового электрода обеспечивает максимальную скорость плазменного потока и максимальное давление столба дуги на поверхность сварочной ванны $P_{\text{ст}} \approx 2,5 \cdot 10^{-2}$ Н. При использовании электрода с плоскозаточенной рабочей частью с шириной $f_3 = 1,0$ мм давление плазмы столба дуги составляет $P_{\text{ст}} \approx 2,4 \cdot 10^{-2}$ Н. Применение электрода с плоскозаточенной рабочей частью шириной $f_3 = 2,5$ мм обеспечивает наибольший диаметр столба дуги у катода и минимальную скорость плазменного потока при минимальном давлении дуги. Увеличение ширины рабочей части выше 3,0 мм приводит к уменьшению диаметра столба дуги у катода, повышению как скорости плазменного потока, так и давления дуги на поверхность сварочной ванны. Уменьшение диаметра столба дуги у катода, по мнению авторов, связано с меньшим разогревом вольфрамового электрода с шириной рабочей части более 3,0 мм.

Выполненный анализ позволяет утверждать, что в условиях СУЗ сила давления плазмы дуги

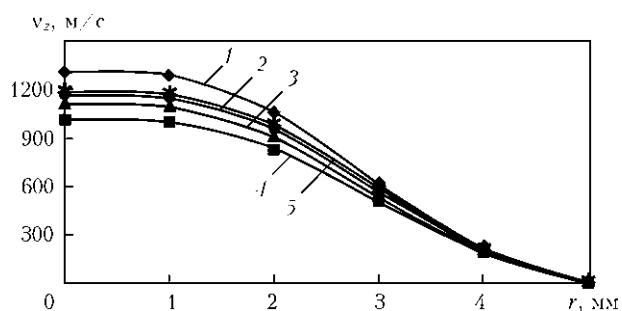


Рис. 7. Распределения скорости плазменного потока на аноде v_z при ширине рабочей части плоскозаточенного вольфрамового электрода $f_3 = 1,0$ (1), 2,5 (2), 2,0 (3), 2,5 (4) и 5,0 мм (5): (r — расстояние от центра анода)

значительно превышает силу Лоренца F_L . Поэтому давление плазмы дуги в основном уравновешивается силой гидростатического давления жидкого металла сварочной ванны. Таким образом, основной причиной образования несплавлений и подрезов при СУЗ является повышение давления плазмы столба дуги. Как известно, уменьшить давление дуги на жидкий металл можно за счет уменьшения тока сварки, однако это приведет к снижению производительности процесса сварки. Уменьшение давления дуги на жидкий металл возможно и за счет изменения геометрических параметров дуги. В частности, применение плоскозаточенных вольфрамовых электродов при СУЗ позволяет снизить скорость газодинамического потока плазмы и давление дуги на поверхность сварочной ванны.

При сопоставлении расчетных оценок силы давления плазмы дуги с результатами изучения макрошлифов поперечных сечений швов установлено, что подрезы и несплавления в швах не образуются, если давление плазмы дуги не превышает $2 \cdot 10^{-2}$ Н. Таким образом, при СУЗ с внешним управляемым магнитным полем для уменьшения вероятности формирования в сварных швах дефектов типа несплавлений и подрезов необходимо применение вольфрамовых электродов со

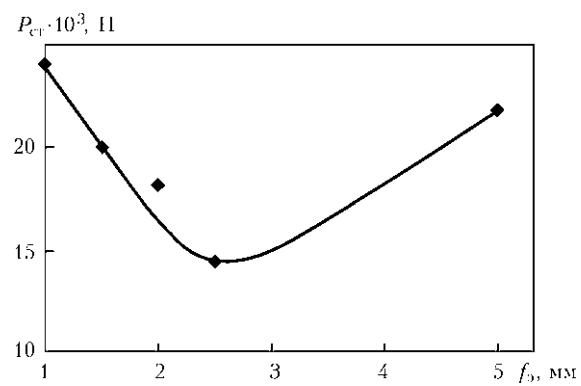


Рис. 8. Зависимость суммарного давления плазмы столба дуги $P_{\text{ст}}$ от ширины рабочей части плоскозаточенного вольфрамового электрода f_3 в условиях СУЗ при $I_{\text{св}} = 400$ А и $I_d = 5$ мм



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

специальной формой рабочей части, обеспечивающей пониженные значения давления дуги на поверхность сварочной ванны.

Выходы

1. Предложен механизм формирования сварного соединения в узкой разделке в условиях воздействия внешнего управляющего магнитного поля, согласно которому оплавление вертикальных стенок разделки осуществляется за счет тепла анодного пятна, смещающегося поочередно на противоположные боковые стенки при реверсировании магнитного поля, при этом жидкий металл оттесняется к вертикальным стенкам и в хвостовую часть сварочной ванны благодаря воздействию силы газодинамического давления плазмы дуги.

2. Экспериментально-расчетным методом установлена зависимость скорости потока аргоновой плазмы и газодинамического давления дуги на поверхность сварочной ванны при СУЗ магнитоуправляемой дугой от параметров процесса сварки и ширины рабочей части плоскозаточенного вольфрамового электрода.

3. Показано, что применение вольфрамового электрода с рабочей частью увеличенной ширины

The mechanism of formation of welded joints in a narrow groove under the external effect by the controlling magnetic field is suggested. Dependence of the argon plasma flow rate and gas-dynamic pressure of the arc on the weld pool surface upon the welding process parameters and tungsten electrode geometry was established by the experimental-calculation method.

позволяет уменьшить суммарное значение силы давления плазмы столба дуги на поверхность сварочной ванны, предотвращая тем самым появление в сварном шве дефектов типа несплавлений.

1. Кацёси Хори, Мицуаки Ханада. Дуговая сварка в узкий зазор // Журн. Япон. свароч. об-ва. — 1999. — № 3. — С. 41–62.
2. Paton B. E., Zamkov V. N., Prilutsky V. P. Narrow-groove welding proves its worth on thick titanium // Welding J. — 1996. — № 4. — Р. 37–41.
3. Белоус В. Ю., Ахонин С. В. Влияние параметров управляющего магнитного поля на формирование сварных швов титановых сплавов при сварке в узкий зазор // Автомат. сварка. — 2007. — № 4. — С. 3–6.
4. Воропай Н. М., Кривцун И. В. Газодинамические характеристики плазменных потоков в сварочных дугах // Магнит. гидродинамика. — 1978. — № 1. — С. 132–136.
5. Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н. Технологические свойства сварочной дуги в защитных газах. — М.: Машиностроение, 1989. — 264 с.
6. Связь интегрального значения эффективной мощности осесимметричного источника тепла на сегменте с функцией радиального распределения плотности теплового потока / П. А. Тополянский, Б. О. Христофис, С. А. Ермаков, Н. А. Соснин // Технологии ремонта, восстановления и упрочнения деталей машин, механизмов, оборудования, инструмента и технологической оснастки: Материалы 6-й Междунар. практ. конф.-выставки, С.-Петербург, 13–16 апр. 2004 г. — С.-Пб.: Изд-во СПБГПУ, 2005. — С. 3–9.

Поступила в редакцию 29.10.2010

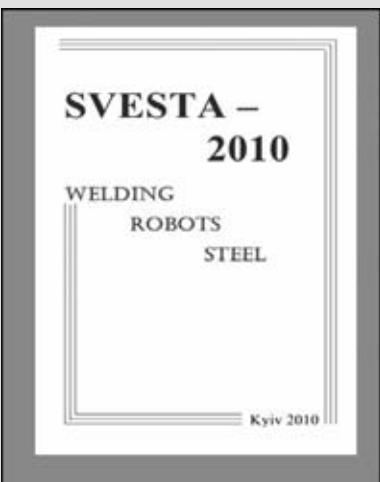
ВНИМАНИЮ ЧИТАТЕЛЕЙ!

На сайте Института электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины — www.paton.kiev.ua размещен очередной информационно-статистический сборник «**SVESTA-2010**». Welding. Robots. Steel (Economical-Statistical data on Welding Production). Авторы-составители сборника: В. Н. Бернадский, О. К. Маковецкая / Под ред. академиков НАН Украины К. А. Ющенко, Л. М. Лобанова. — Язык издания — английский; 119 с; 94 табл.; 90 рис.

Сборник «**SVESTA-2010**» подготовлен и издан Институтом электросварки им. Е. О. Патона (PEWI) Национальной академии наук Украины при содействии Международного института сварки (IIW) и Европейской сварочной федерации (EWF).

В сборнике представлена систематизированная экономико-статистическая информация о современном состоянии и тенденциях развития производства, потребления и рынка сварочной техники, а также о мировом и национальных рынках технологических сварочных роботов и стали — основного конструкционного материала в период 2006–2009 гг.

В настоящий сборник включена статистическая информация по миру и отдельным странам-членам IIW европейского, американского и азиатского регионов, в частности, Болгарии, Германии, Италии, Польши, Румынии, Великобритании, России, Украине, Бразилии, США, Китая, Индии, Японии, Южной Кореи. Вся информация представлена в виде таблиц и графиков с указанием источников ее получения.



ПОЛУЧЕНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ТИТАНОВОЙ ОСНОВЕ МЕТОДОМ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

В. К. НАРВА, д-р техн. наук, **А. В. МАРАНЦ,** инж. (Нац. исслед. техн. ун-т МИСиС, г. Москва, РФ)

Проведено исследование технологии лазерной наплавки на титановую подложку и анализ свойств градиентных покрытий систем Ti–Si и Ti–NiCr. Наплавка осуществлялась на лазерной установке Trumpf DMD 505 мощностью 5 кВт. Градиентное изменение свойств покрытий определяли с помощью сканирующего электронного микроскопа, оптического светового микроскопа и рентгенофазовой дифракции. Анализ изменения твердости по толщине слоев проведен по HV методу. Установлена возможность получения качественных градиентных покрытий с целью улучшения свойств титановой основы.

Ключевые слова: лазер, лазерная наплавка, градиентные покрытия, титановая основа, фазовый состав, структура, твердость

Разработка и внедрение лазерных технологий на сегодня является перспективным направлением развития науки и техники. Одна из передовых лазерных технологий — лазерная наплавка позволяет наносить износостойкие, жаростойкие, жаропрочные, коррозионностойкие градиентные и композиционные покрытия на геометрически сложные поверхности изделий [1], ее можно использовать также для восстановления изношенных деталей, нанесения защитных покрытий, изготовления объемных объектов [2]. При лазерной наплавке транспортировка порошка в зону лазерного воздействия осуществляется защитным газом-носителем. Материал, попадая в ванну расплава, которая образуется в приповерхностном слое лазерным лучом, расплавляется, частично смешивается с ним и обеспечивает высокую прочность сцепления наплавленного слоя с подложкой. Высокие скорости охлаждения при лазерной наплавке приводят к формированию в наплавляемом материале уникальной структуры и свойств [3]. Благодаря тому, что при лазерной наплавке можно смешивать различные материалы в заданных пропорциях, создаются градиентные покрытия различного состава [2, 4].

Цель данной работы состояла в получении новых экспериментальных данных о влиянии параметров режима процесса лазерной наплавки на структуру и свойства покрытий градиентных материалов на основе титана.

Были получены градиентные покрытия на титановой подложке из материалов систем Ti–Si и Ti–NiCr, которые отличаются повышенными жаростойкостью и жаропрочностью. Для достижения этого выбраны составы поверхностных слоев

покрытия систем Ti–Si (70/30 мас. %), Ti–NiCr (70/30 мас. %). Для уменьшения внутренних напряжений между титановой подложкой и покрытием выполнены три промежуточных слоя, что позволило уменьшить разницу между значениями коэффициента термического расширения (КТР) покрытия и подложки, а также получить градиентное покрытие и высоколегированный поверхностный слой.

Составы покрытий как системы Ti–Si, так и Ti–NiCr варьировали введением кремния от 12 до 30 мас. % с шагом в 6 %. Толщина каждого слоя изменялась от 0,6 до 2,0 мм в зависимости от параметров режима лазерной наплавки (рис. 1). При нанесении слоев использовали распыленные порошки никрома (49,7 мас. % Ni) с размером частиц $d = 60\ldots160$ мкм, титана ($d = 50\ldots150$ мкм), кремния ($d = 50\ldots150$ мкм). Схема процесса лазерной наплавки приведена на рис. 2 [5].

Основными параметрами процесса лазерной наплавки, в значительной степени влияющими на структуру и свойства наплавляемого материала, являются скорость подачи (расход) порошка, скорость передвижения сопла и мощность лазера. Для определения их влияния на свойства наплавки значения этих параметров варьировали в следующих диапазонах: скорость подачи порошка в зону лазерного воздействия (скорость вращения диска, подающего порошок) 3000…5000 об/мин,

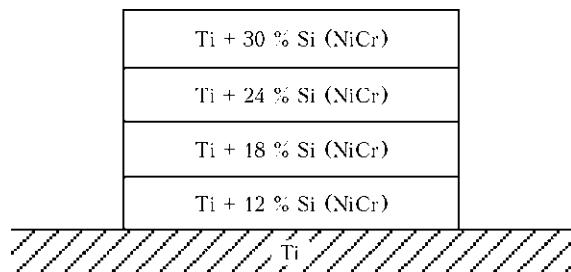


Рис. 1. Схема изменения состава слоев по высоте наплавки покрытия систем Ti–Si и Ti–NiCr



НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

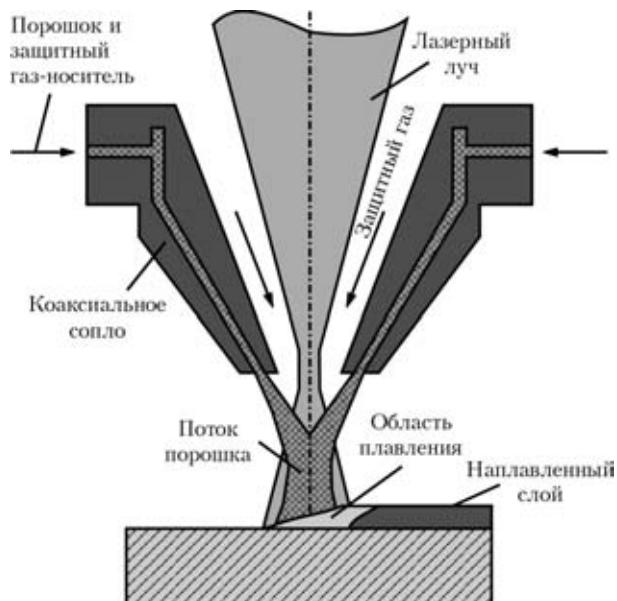


Рис. 2. Схема процесса лазерной наплавки

скорость передвижения сопла 500...1000 мм/мин. Мощность лазера составляла 5 кВт. Оценку влияния параметров процесса лазерной наплавки проводили с помощью рентгенофазового и микроструктурного анализов, электронной микроскопии, а также путем послойного определения твердости. Исследование микроструктуры осуществляли на оптическом и электронном микроскопах. Рентгенофазовый анализ был проведен при съемке на K_{Cu} -излучении с длиной волны 15,4 нм, шагом 2° с экспозицией на точку 5 с. Изменение твер-

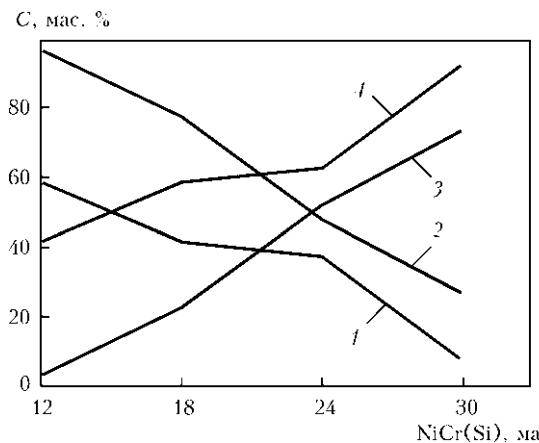


Рис. 4. Влияние содержания легирующего компонента NiCr(Si) на фазовый состав материалов систем Ti-Si и Ti-NiCr: 1 — $\alpha\text{-Ti}$; 2 — $\beta\text{-(Ti-Cr)}$; 3 — NiTi_2 ; 4 — Ti_5Si_3

дости по высоте покрытий определено по HV методу.

С целью визуального определения характера структуры (размера зерна, приблизительной оценки содержания фаз и их распределение) градиентных покрытий систем Ti-Si и Ti-NiCr использовали световой оптический микроскоп.

Изменение структуры металла покрытия исследовали по его высоте, а также при варьируемых параметрах режима процесса лазерной наплавки. При послойном рассмотрении структуры металла покрытия системы Ti-NiCr видно, что размер зерна уменьшается от нижнего к приповерхностному слою (рис. 3), что обусловлено термическим влиянием лежащих выше слоев, кото-

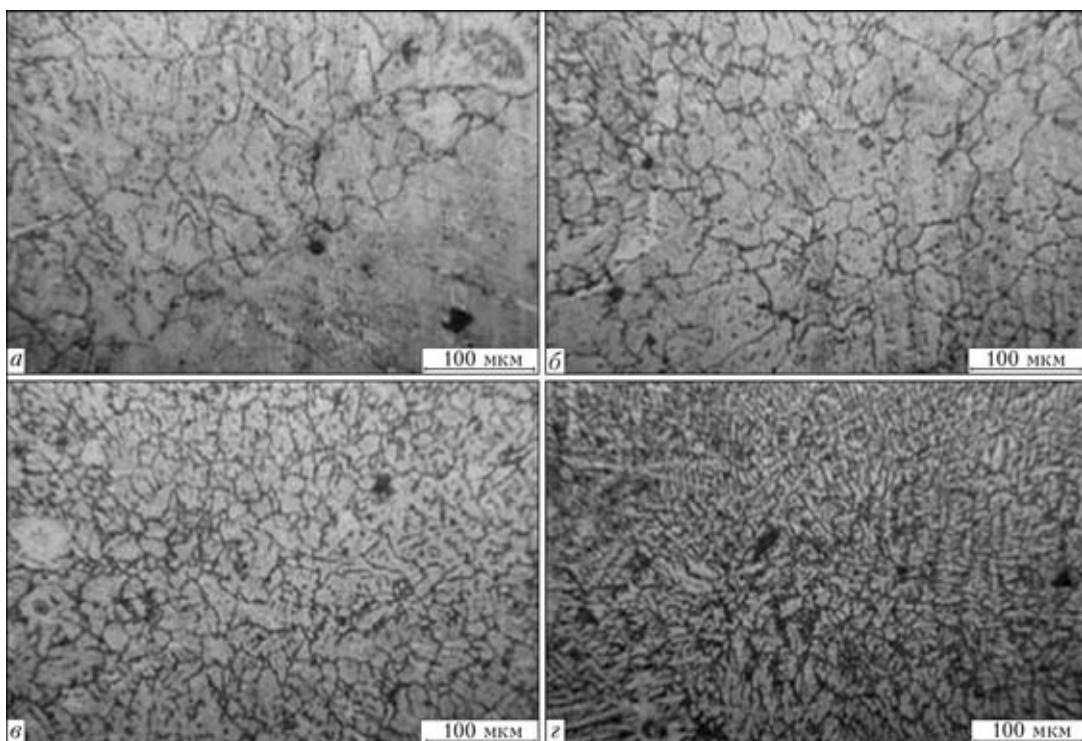


Рис. 3. Микроструктуры наплавки материала системы Ti-NiCr от подложки к приповерхностному слою: а — первый слой 12 мас. % NiCr; б — второй 18 мас. % NiCr; в — третий 24 мас. % NiCr; г — четвертый без % NiCr

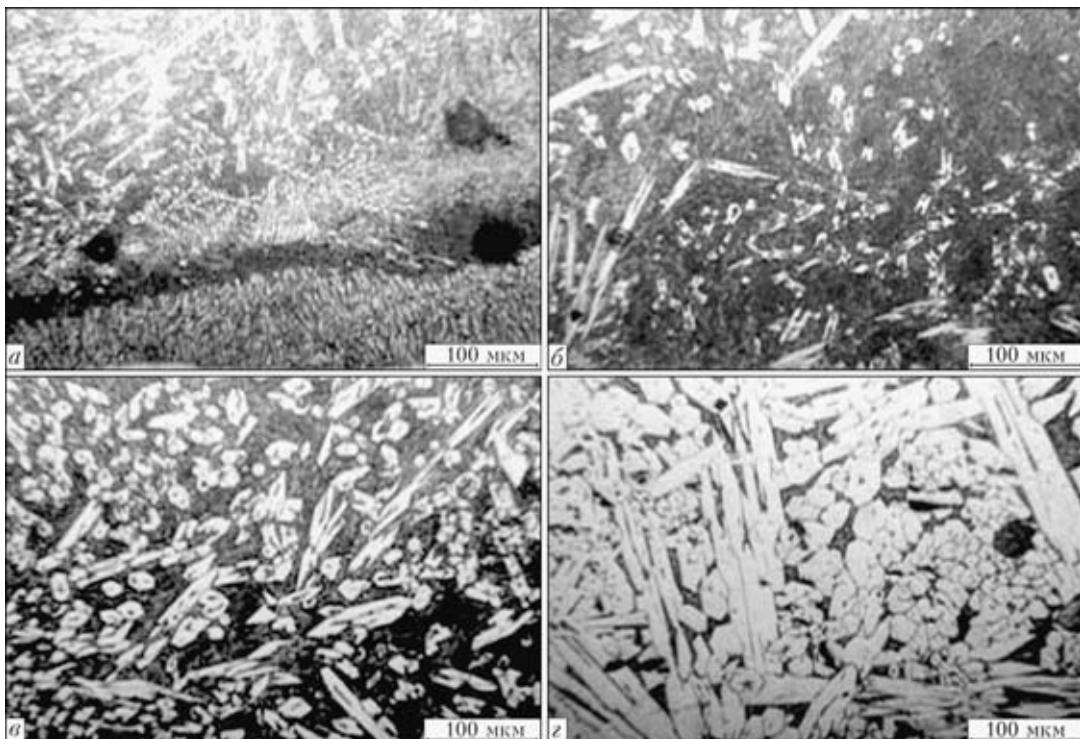


Рис. 5. Микроструктуры наплавки материала системы Ti–Si от подложки к приповерхностному слою: *а* — первый слой с 12 мас. % Si; *б* — второй с 18 мас. % Si; *в* — третий с 24 мас. % Si; *г* — четвертый с 30 мас. % Si

рое способствует увеличению размера зерна нижних слоев [6].

Основными фазами в структуре покрытия является твердый раствор β -(Ti–Cr) и интерметаллид NiTi_2 . С повышением содержания легирующего компонента NiCr(Si) увеличивается массовая доля C образующихся интерметаллидных фаз (рис. 4).

Изменение варьируемых параметров (скорости подачи порошка v_p и передвижения сопла v_s) оказывает значительное влияние на структуру металла покрытия. Так, при возрастании скорости передвижения сопла или уменьшении расхода порошка происходит уменьшение размера зерна [7], что объясняется увеличением скорости охлаждения в связи с уменьшением толщины слоев. При высокой скорости передвижения сопла в структуре покрытия остаются нерасплавленные частицы титана. Рентгеноспектральный анализ подтвердил их присутствие в приповерхностном слое образца покрытия, полученного при $v_c = 1000$ мм/мин и $v_p = 3000$ об/мин.

Фазовый состав сплава также зависит от параметров лазерной наплавки. Массовая доля выпадающей интерметаллидной фазы NiTi_2 возрастает с увеличением скорости подачи порошка и уменьшается с повышением скорости передвижения подложки. Это связано с тем, что возрастание скорости подачи порошка приводит к увеличению толщины покрытия, а значит, более медленному его охлаждению. Чем дольше остывает покрытие, тем ближе его фазовый состав будет к равновесному и тем больше силицида титана успеет выделиться. Возрастание скорости передвижения сопла приводит к обратному результату.

и тем больше интерметаллидной фазы успеет выделиться, увеличение скорости передвижения сопла влияет наоборот.

При послойном рассмотрении структуры металла покрытия системы Ti–Si определено увеличение содержания выпадающего силицида титана Ti_5Si_3 и содержания легирующего компонента от подложки к покрытию (рис. 5), что подтверждается результатами рентгенофазового анализа (см. рис. 4).

На основании результатов исследований изменения фазового состава материалов системы Ti–Si в зависимости от варьируемых параметров можно сделать вывод, что содержание выпадающего силицида титана Ti_5Si_3 возрастает с повышением скорости подачи порошка и уменьшается с повышением скорости передвижения сопла. Это связано с тем, что повышение скорости подачи порошка приводит к увеличению толщины покрытия, а значит, к более медленному его охлаждению. Чем дольше остывает покрытие, тем ближе его фазовый состав будет к равновесному и тем больше силицида титана успеет выделиться. Возрастание скорости передвижения сопла приводит к обратному результату.

Исследовали изменение твердости покрытий по высоте наплавленных слоев, а также влияние на нее параметров режима лазерной наплавки [8]. От подложки к приповерхностному слою покрытия твердость постоянно возрастает у материалов как системы Ti–NiCr, так и Ti–Si, что обусловлено формированием твердых растворов и наличием

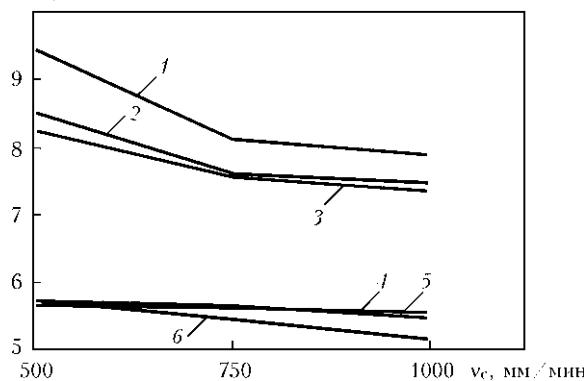


Рис. 6. Зависимость твердости поверхностных слоев покрытия от параметров режима лазерной наплавки материалов систем Ti–Si (1–3) и Ti–NiCr (4–6): 1, 6 — $v_p = 6000$; 2, 5 — 4500; 3, 4 — 3000 об/мин

интерметаллидных и силицидных фаз в покрытии.

В зависимости от варьируемых параметров режима лазерной наплавки в покрытии системы Ti–NiCr твердость поверхностных слоев изменяется незначительно и в пределах приборной ошибки (рис. 6). Таким образом, можно сделать вывод, что изменение указанных параметров в широком диапазоне на твердость наносимого покрытия не влияет.

Для материалов системы Ti–Si характерна зависимость твердости от параметров режима лазерной наплавки. Твердость поверхностных слоев уменьшается с увеличением скорости передвижения сопла v_c и возрастает с увеличением скорости подачи порошка (рис. 6), поскольку повышение v_c ведет к уменьшению толщины покрытия, возрастанию скорости охлаждения и уменьшению массовой доли фазы Ti_5Si_3 титана, которая не успевает выпасть, что подтверждается рентгенофазовым анализом. Аналогичное влияние оказывает и скорость подачи порошка.

Выводы

1. Изучено влияние параметров режима лазерной наплавки (скорости подачи порошка и передвижения сопла) на структуру и свойства покрытий градиентного составу материалов систем Ti–NiCr и Ti–Si.

2. Установлено уменьшение размера зерна от нижнего слоя покрытия (Ti–12 мас. % NiCr) к по-

верхностному слою (Ti–30 мас. % NiCr) с уменьшением скорости подачи порошка (при $v_c = 3000\ldots5000$ об/мин) и увеличением скорости передвижения сопла до 500…1000 мм/мин, а также увеличение содержание интерметаллидов от нижнего слоя покрытия (Ti–12 мас. % NiCr или Si) к поверхностному (Ti–30 мас. % NiCr или Si) с увеличением скорости подачи порошка и уменьшением скорости передвижения сопла.

3. Установлено повышение твердости слоев покрытия по направлению к поверхностному слою, при этом изменение параметров режима процесса лазерной наплавки на твердость слоев материала Ti–NiCr влияет несущественно.

4. В материалах системы Ti–Si твердость поверхностных слоев уменьшается с повышением скорости передвижения сопла и возрастает с увеличением скорости подачи порошка.

5. Нанесение слоев материалов систем Ti–NiCr и Ti–Si способом лазерной наплавки можно рекомендовать для повышения твердости и износостойкости титановой основы.

1. Toyserkani E., Khajepour A., Corbin S. Laser cladding. — CRC Press, 2005. — 110 p.
2. Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coatings and parts for reactors components / L. Thivillon, Ph. Bertrand, B. Laget, I. Smurov // J. Nucl. Mater. — 2009. — 385. — P. 236–241.
3. Неровный В. М. Теория сварочных процессов. — М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2007. — 432 с.
4. Thick Co-based coating on cast iron by side laser cladding: Analysis of processing conditions and coating properties / V. Ocelik, U. De Oliveira, M. De Boer, J. Th. M. De Hosson // Surface and Coatings Techn. — 2007. — 201, Iss. 12. — P. 5875–5883.
5. Laser-assisted direct manufacturing of functionally graded 3D objects / A. Yakovlev, E. Trunova, D. Grevey, M. Pilloz, I. Smurov // Ibid. — 2005. — 190. — P. 15–24.
6. Gaard A., Krakhmalev P., Bergstrom J. Microstructural characterization and wear behavior of (Fe,Ni)-TiC MMC prepared by DMLS // J. Alloys and Compounds. — 2006. — 421. — P. 166–171.
7. Wear resistance of WCp/duplex stainless steel metal matrix composite layers prepared by laser melt injection / A. M. De Nascimento, V. Ocelik, M. C. F. Lerardi, J. Th. M. De Hosson // Surface & Coatings Techn. — 2008. — 202. — P. 4758–4765.
8. Mechanical properties of parts manufactured by direct metal deposition technology / L. Thivillon, D. Novichenko, Ph. Bertrand, I. Smurov // Lasers in manufacturing: Proc. V Intern. WLT-conf. on lasers in manufacturing. — Muenich, 2009. — P. 99–103.

Investigation of the technology for laser cladding on a titanium substrate and analysis of properties of graded materials of the Ti–Si and Ti–NiCr systems were carried out. Cladding was performed by using the «Trumpf DMD 505» laser unit with a power of 5 kW. A graded change in properties of the materials was determined by scanning electron microscopy, optical microscopy and X-ray diffraction. Analysis of hardness variations through thickness of the deposited layers was carried out by the HV method. The possibility of providing sound graded coatings in order to improve properties of the titanium substrate was proved.

Поступила в редакцию 20.12.2010



ЭЛЕКТРОДУГОВОЕ НАПЫЛЕНИЕ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ И МЕТАЛЛОСТЕКЛЯННЫХ ПОКРЫТИЙ

А. А. КАРПЕЧЕНКО, асп. (Нац. ун-т кораблестроения им. Адм. Макарова, г. Николаев)

Описан модернизированный узел электродугового распылителя для нанесения композиционных покрытий. Показана возможность формирования металлокерамических и металлостеклянных покрытий. Приведены оптимальные режимы напыления, исследована износостойкость, прочность сцепления металлостеклянных электродуговых покрытий.

Ключевые слова: электродуговое напыление, электрометаллизатор, распылительная головка, модернизация, металлокерамические и металлостеклянные покрытия, износостойкость, прочность сцепления, оптимальные режимы

В узлах трения различных машин и механизмов все больше используют композиционные материалы и покрытия, получаемые методами порошковой металлургии, плазменным, газопламенным и детонационным напылением [1–4]. Однако процесс получения композиционных материалов порошковой металлургией достаточно энергоемкий и требует существенных энергозатрат [1, 2].

Металлокерамические покрытия, получаемые газопламенным, плазменным и детонационным методами, в основном применяют для упрочнения или восстановления изношенных поверхностей деталей, что позволяет повысить их ресурс работы в несколько раз [4, 5].

Выбор метода нанесения покрытия зависит от предъявляемых требований к свойствам покрытия, которые определяются, с одной стороны, составом материала покрытия, а с другой, — параметрами процесса его напыления и достигаемыми значениями тепловой и кинетической энергии частиц. Другими критериями являются затраты на нанесение покрытий, включающие стоимость энергозатрат и расходуемого материала на единицу напыляемого покрытия.

При газопламенном напылении тепловой КПД газопламенной горелки составляет 0,8...0,9, однако степень полезного использования тепла струи на нагрев частиц порошка и их ускорение составляет всего 0,02...0,1 [6]. При сверхзвуковом газопламенном напылении достигается более высокий уровень свойств покрытий (прочность сцепления, пористость), однако проведение процесса требует повышенных расходов топлива (газа, жидкого топлива), что ведет к удорожанию единицы покрытия. Газопламенное напыление имеет ограничение по перечню напыляемых материалов, связанное с температурой продуктов сгорания.

При плазменном напылении можно формировать покрытия практически из всех материалов,

© А. А. Карпеченко, 2011

не разлагающихся при нагреве до точки плавления. Тепловой КПД плазмотрона обычно находится в пределах 0,55...0,70 в зависимости от его конструкции и параметров работы [6]. Доля расхода тепла плазменной струи на нагрев и ускорение частиц порошка составляет 0,02...0,27 в зависимости от организации подачи порошка в струю [7].

Электродуговой процесс нанесения покрытий основан на явлении плавления материала высокоямперной дугой и диспергирования образующегося расплава струей сжатого газа. Отсутствие необходимости нагрева быстров движущихся частиц покрытия до стадии плавления за короткое время их движения в объеме струи обуславливает высокую степень энергетической экономичности процесса. Показатель термического КПД процесса достигает 0,7...0,9, что в соединении с простотой аппаратуры обеспечивает его массовое применение. Сравнительная оценка затрат на получение покрытий различными методами ГТН показывает, что электродуговые покрытия имеют стоимость в 3...10 раз ниже, чем остальные [7–13].

Наиболее широкое распространение электродуговое напыление приобрело для нанесения коррозионностойких покрытий преимущественно из алюминия и цинка на различные конструкции и сооружения [13–16]. В качестве износостойких применяют электродуговые покрытия из различных сталей, бронз и др. Перспективны псевдосплавные покрытия из стали и меди, меди и олова и других сочетаний [4, 10–13, 15, 16]. Один из основных недостатков этого метода — возможность применения в качестве распыляемого материала только проволочных токопроводящих материалов. Применение порошковых проволок для получения металлокерамических электродуговых покрытий позволило значительно расширить перечень составов электродуговых покрытий, что явилось новым этапом развития электродуговой металлизации [10, 17].

Целью данной работы являлась разработка способа формирования металлокерамических и металлостеклянных покрытий электродуговым методом напыления с использованием модернизированного



электродугового аппарата ЭМ-14М. Для получения композиционных покрытий электродуговым методом проведена модернизация колпака распылительной головки аппарата ЭМ-14М, позволившая формировать покрытия с участием порошкового материала путем подачи его в высокотемпературную зону дугового разряда.

При истечении струи сжатого воздуха из сопла происходит интенсивная инжекция атмосферного воздуха в струю. Таким образом, если подвести к отверстию сопла, расположенного в колпаке распылительной головки, напыляемый порошок, он будет затягиваться в струю воздуха, истекающего из отверстия в сопле. Течение воздуха, вырывающееся из отверстия в сопле, турбулентное, что способствует хорошему перемешиванию частиц напыляемого порошка с каплями расплавленного металла и равномерному распределению частиц напыляемого порошка в покрытии.

Модернизация аппарата ЭМ-14М заключалась в создании узла беспрерывной подачи порошкового материала в высокотемпературную зону дугового разряда (рис. 1) [18, 19]. Поскольку подачу порошкового материала следует осуществлять в поток расплавленных частиц металла, в распылительную головку внесены конструктивные изменения. Перед основным бронзовым соплом 9 устанавливается дополнительное бронзовое сопло 7 с отверстием большим, чем отверстие основного сопла. В основном сопле 9 сделаны восемь прорезей, входящих в полость между дополнительным 7 и основным 9 соплами, расположеннымными перпендикулярно к оси газового потока. Сопла 7 и 9 вставлены во фторопластовые вставки 8, которые прижимаются к колпаку 5 с помощью защитного экрана 4. Напыляемый порошок из бункера 1 поступает в дозирующее устройство 2. При нажатии рычага управления 3 порошок за счет инжекции подается в полость между дополнительным 7 и основным 9 соплами. Для регулирования зоны подачи порошка предназначен

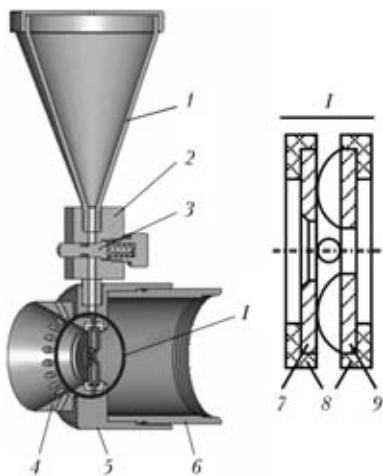


Рис. 1. Схема модернизированного колпака распылительной головки (обозначения см. в тексте)

переходник 6. Проходя дополнительное сопло 7 и горящую дугу между двумя проволоками-электродами порошок, смешиваясь с потоком сжатого воздуха и расплавленными частицами металла, направляется в сторону напыляемой поверхности.

Регулируя подачу порошка с помощью дозирующего устройства и скорость подачи проволоки, можно получать композиционные покрытия с различной концентрацией частиц порошка в напыленном слое.

В опытах использовали цельнотянутую проволоку марки Св-08Г2С-О диаметром 1,2 мм и порошки (фракцией 40...80 мкм): бой стекла группы А, ZrO_2 , Al_2O_3 .

Перед нанесением металлокерамических покрытий поверхность подложки подвергали струйно-абразивной обработке на установке «Ремдеталь» 026-7. В качестве абразива использовали электрокорунд марки 7Б, шлифзерно номер 125. В результате напыления модернизированным аппаратом ЭМ-14М получены покрытия следующих композиций (рис. 2): Св-08Г2С-О — А-стекло, Св-08Г2С-О- ZrO_2 , Св-08Г2С-О- Al_2O_3 .

Идентификацию фаз в покрытиях осуществляли микротвердомером ПМТ-3 при нагрузке на индентор 50 г. Во всех композиционных покрытиях средняя микротвердость металлической матрицы из Св-08Г2С-О составила 1900 МПа, а наполнителей: А-стекла — 5850, ZrO_2 — 12880 и Al_2O_3 — 16104 МПа.

При разработке технологического процесса нанесения металлокерамических покрытий возникли трудности, связанные с напылением покрытий заданного состава, которые заключались в сложности экспериментального выбора режима, обеспечивающего заданное содержание наполнителя, для получения оптимальных физико-механических свойств.

Для определения возможностей регулирования состава покрытий из композиций Св-08Г2С-О-А-стекло, Св-08Г2С-О- Al_2O_3 , Св-08Г2С-О- ZrO_2 выбрали метод полного факторного эксперимента типа 2^k . Поверхность отклика (параметр оптимизации) — содержание наполнителя в покрытии Y . В качестве факторов, определяющих процесс нанесения покрытий, выбрали силу тока X_1 , расход порошка X_2 , давление сжатого газа X_3 .

Расчет коэффициентов уравнения регрессии и проверку адекватности построенных моделей проводили по известным методикам [20]. После математической обработки матрицы планирования при 5%-м уровне значимости коэффициентов полинома получены уравнения регрессии

для композиции из Св-08Г2С-О-А-стекло:

$$Y + 5,56 = 0,07X_1 + 0,134X_2 + 13,5X_3;$$

для композиции из Св-08Г2С-О- Al_2O_3 :

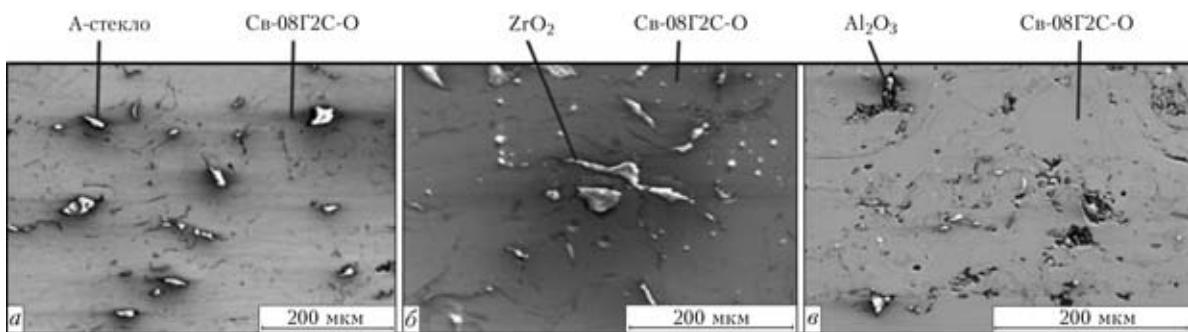


Рис. 2. Микроструктуры композиционных покрытий: *а* — Св-08Г2С-О—А-стекло; *б* — Св-08Г2С-О—ZrO₂; *в* — Св-08Г2С-О—Al₂O₃

$$Y + 7,62 = 0,007X_1 + 0,23X_2 + 11,41X_3;$$

для композиции из Св-08Г2С-О—ZrO₂:

$$Y + 3,96 = 0,01X_1 + 0,28X_2 + 6,34X_3.$$

В результате анализа уравнений регрессии установлено, что первым основным фактором, влияющим на выходные параметры процесса, является сила тока. При его повышении увеличивается концентрация расплавленных частиц металла в струе и их энтальпия, что приводит к большему содержанию наполнителя в покрытии. Вторым по значимости фактором является давление сжатого газа. При его повышении возрастает сила инжекции порошка в высокотемпературную струю и скорость частиц в ней, что приводит к повышению содержания наполнителя в покрытии. Третий фактор — расход порошка: чем больше его подается в высокотемпературную струю, тем больше наполнителя останется в покрытии.

Микроструктуру металлокерамических покрытий исследовали с помощью компьютерной металлографической программы MEGRAN [21] и стереометрических методов металлографии. Структурный состав покрытий определяли по объему точечным методом [22]. В результате компьютерного металлографического анализа путем регулирования состава электродуговых покрытий установлены верхние пределы объемного содержания наполнителей: металлокерамического Al₂O₃ — 9 % и ZrO₂ — 12 %, металлокерамического А-стекла — 18 %.

Для определения оптимального содержания А-стекла в металлокерамическом покрытии провели испытания на износостойкость и прочность сцепления. Износостойкость металлокерамических покрытий определяли на машине трения СМЦ-2 по схеме ролик–колодка при следующих условиях: окружная скорость 0,8 м/с, удельное давление 5 МПа, расход масла марки М-10-ДМ в условиях ограниченной смазки составил 30 капель в минуту, пройденный путь после приработки 10 км. Износ замеряли по потере массы.

Композиционные металлокерамические покрытия наносили на колодки. Ролики изготавливали

из стали 45 после термообработки HRC 30...32. Для сравнения износостойкости металлокерамических покрытий с бронзой определен износ бронзы Бр.АЖ 9-4 до и после термообработки при аналогичных условиях.

Анализ результатов исследования износостойкости металлокерамических покрытий с содержанием стеклянной фазы от 5 до 17 об. % (рис. 3) показал, что покрытие с 17 об. % стеклянной фазы имеет в 13,5 раза меньший износ, чем бронза марки Бр.АЖ 9-4 после термообработки (HRC 39...41), но при этом наблюдается катастрофический износ ролика. Оптимальную износостойкость имеет пара с металлокерамическим покрытием, содержание стеклянной фазы 11 об. % с суммарным износом в 5,6 раза меньше, чем у пары с ненаполненным покрытием из Св-08Г2С-О и в 4,5 раза меньше, чем бронзовой (HRC 39...41).

Прочность сцепления покрытия с основой (рис. 4), определяемая методом «вытягивания штифта» на разрывной машине УММ-5, с повышением содержания А-стекла в покрытии возрастает, а затем снижается. Повышение прочности сцепления, вероятно, связано с тем, что непроплавленные частицы А-стекла в покрытии, соударяясь с поверхностью основы, дополнительное активируют за счет своей высокой кинетической энергии и осколочной формы, а соударяясь с уже закрепленными пластичными металлическими частицами внедряют их в микронеровности поверхности основы и последующих слоев. Снижение прочности сцепления связано с дальнейшим увеличением содержания стеклянной фазы, в результате которой уменьшается фактическая зона контакта металлических частиц с основой.

Результаты экспериментов по определению износостойкости и прочности сцепления позволили сделать вывод, что оптимальное содержание стеклянной фазы в металлокерамических покрытиях составляет от 8 до 14 об. %, при этом такие покрытия имеют максимальную износостойкость и прочность сцепления с основой.

Оптимальный режим нанесения металлокерамического покрытия, обеспечивающий содержание стеклянной фазы от 8 до 14 об. %, рассчитывается

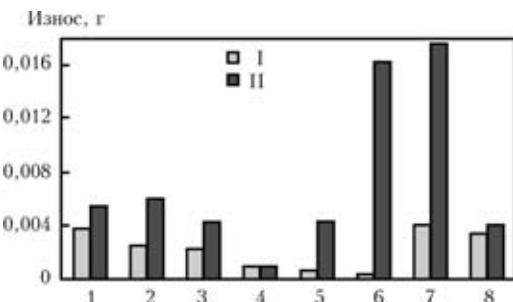


Рис. 3. Гистограмма результатов определения износостойкости по схеме ролик (II)–колодка (I): 1 — Св-08Г2С; 2 — 5 % А-стекла; 3 — 8; 4 — 11; 5 — 14; 6 — 17; 7 — Бр.АЖ 9-4 (HRC 20...23); 8 — Бр.АЖ 9-4 (HRC 39...41)

по полученному уравнению регрессии и составляет: сила тока 100 А, напряжение 30 В, давление сжатого газа 0,5 МПа, расход порошка 25 г/мин, дистанция напыления 100 мм.

Известно, что оптимальное содержание оксидов, обеспечивающих высокую износостойкость композиций $\text{Me} + \text{ZrO}_2$, $\text{Me} + \text{Al}_2\text{O}_3$, составляет 5...10 % [1]. Таким образом, для обеспечения высокой износостойкости пар трения перспективны электродуговые металлокерамические покрытия, наполненные ZrO_2 и Al_2O_3 , нанесенные модернизированным аппаратом ЭМ-14М.

Таким образом, модернизированный электродуговой распылитель ЭМ-14М позволил получать металлокерамические и металлостеклянные покрытия путем ввода в высокотемпературную зону порошка-наполнителя за счет инжекции между основным и дополнительным соплами. Установлены оптимальные режимы нанесения металлостеклянных покрытий, обеспечивающие их максимальную износостойкость и прочность сцепления.

1. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения / И. М. Федорченко, И. Н. Францевич, И. Д. Радомысльский и др.: Справочник. — Киев: Наук. думка, 1985. — 624 с.
2. Комбинированные металлополимерные покрытия и материалы / А. Г. Терхунов, В. И. Черновол, В. М. Тиунов и др. — Киев: Техніка, 1983. — 168 с.
3. Хроленок В. В., Яркович А. М., Никитина А. С. Восстановление деталей машин нанесением композиционного покрытия // Сварщик. — 2002. — № 5. — С. 8–11.
4. Исакаев Э. Х., Мордвинский В. Б. Износостойкие покрытия деталей погружных центробежных насосов // Свароч. пр-во. — 2009. — № 6. — С. 40–45.
5. Плазменные покрытия цилиндрапоршневой группы локомотивных дизелей / С. В. Петров, В. Н. Коржик, В. Ф. Горбань и др. // Там же. — 2008. — № 4. — С. 35–43.
6. Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов, С. Л. Сидоренко, Е. Н. Ардатовская. Киев: Наук. думка, 1987. — 544 с.

An upgraded unit of the electric arc sprayer for deposition of composite coatings is described. The possibility of formation of cermets and metal-glass coatings is shown. Optimal spraying parameters are given. Wear resistance and strength of adhesion of the electric-arc metal-glass coatings are considered.

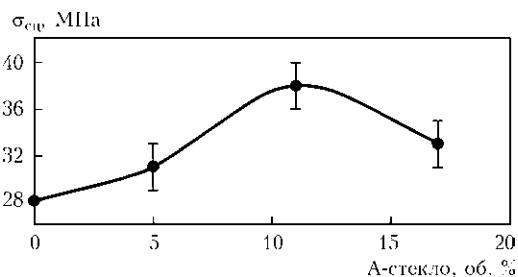


Рис. 4. Зависимость прочности сцепления от содержания А-стекла в покрытии

7. Коробов Ю. С. Эффективность применения активированной дуговой металлизации для нанесения защитных покрытий // Свароч. пр-во. — 2005. — № 2. — С. 47–49.
8. Дубовой А. Н., Карпеченко А. А. Исследование возможности напыления композиционного покрытия электродуговым методом // 36. науч. праць НУК. — 2007. — № 5. — С. 66–70.
9. Казимиренко Ю. А., Карпеченко А. А. Формирование электродуговых покрытий наполненных полыми стеклянными микросферами // Там же. — 2009. — № 1. — С. 81–86.
10. Пащенко В. Н., Фень Е. К. Восстановление деталей транспортной техники методом электродуговой металлизации // Сварщик. — 2005. — № 3. — С. 16–18.
11. Петров С. В. Газотермические покрытия в решении проблем железнодорожного транспорта // Там же. — 2004. — № 5. — С. 10–19.
12. Сергеев В. В., Спиридовон Ю. Л., Фарашин И. И. Восстановление коленчатых валов отечественных и зарубежных дизельных двигателей электродуговой металлизацией // Свароч. пр-во. — 2004. — № 2. — С. 44–46.
13. Сонин В. И. Газотермическое напыление материалов в машиностроении. — М.: Машиностроение, 1973. — 152 с.
14. Применение электродуговой металлизации для антикоррозионной защиты телевизионной башни в Киеве / И. А. Демьянин, А. П. Мурашов, Ю. С. Борисов и др. // Сварщик. — 2005. — № 3. — С. 19–21.
15. Металлизация напылением / Н. В. Катц, Е. В. Антошин, Д. Г. Вадивасов и др. — М.: Машиностроение, 1966. — 198 с.
16. Хасуй А. Техника напыления: Пер. с яп. — М.: Машиностроение, 1975. — 286 с.
17. Електродугові відновні та захисні покриття / В. І. Похмурський, М. М. Студент, Г. В. Похмурська, І. Й. Сидорак. — Львів: Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2005. — 192 с.
18. Пат. 83603 Україна. Пристрій для електродугового напилення / О. М. Дубовий, А. А. Карпеченко, С. М. Шумов. — Заяв. 25.06.2007, опубл. 25.07.2008, Бюл. № 14.
19. Пат. 30382 Україна на корисну модель. Пристрій для електродугового напилення / О. М. Дубовий, А. А. Карпеченко, С. М. Шумов. — Заяв. 29.10.2007, опубл. 25.02.2008, Бюл. № 4.
20. Адерлє Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. — М.: Наука, 1976. — 279 с.
21. Використання комп'ютерної металографії в спеціальних дисциплінах / А. І. Івлев, Ю. О. Казимиренко, М. Ю. Комаров, Н. Ю. Лебедєва // Мат. Всеукр. наук.-метод. конф. «Проблеми насірізної комп'ютерної підготовки у вищій школі». — Миколаїв, жовт. 2005. — С. 33–34.
22. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. — М.: Металлургия, 1976. — 270 с.

Поступила в редакцию 24.11.2010



УДК 621.791:669.71

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИЕВО-ЛИТИЕВЫХ СПЛАВОВ

Т. М. ЛАБУР, д-р техн. наук (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Рассмотрены технологические возможности повышения прочности и вязкости разрушения сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов для обеспечения надежности и безопасной эксплуатации конструкций. Показано, что благодаря использованию при сварке низкой погонной энергии и новых модифицированных сварочных проволок с уменьшенным количеством вредных примесей обеспечивается достаточный уровень механических свойств во всех структурных зонах соединений.

Ключевые слова: дуговая сварка, алюминиево-литиевые сплавы, сварные соединения, аэрокосмическая техника, прочностные свойства, сопротивление разрушению, надежность изделий, технологические операции

На протяжении длительного периода времени металлорудники, технологии и конструкторы пытались создать цельносварные конструкции аэрокосмической техники взамен обычных сборно-клепанных. Это предопределяет острую необходимость в разработке высокопрочных хорошо свариваемых алюминиевых сплавов с высокой удельной прочностью. Потребовалась также разработка конструкций с широким использованием различных сборно-сварных и монолитных элементов: прессованных панелей, лонжеронов и профилей разъемов, крупногабаритных листовых штамповок для деталей крыла и фюзеляжа.

Решить эти задачи стало возможным с появлением нового класса высокопрочных алюминиевых сплавов, содержащих литий: Al-Li-Mg (1420, 1421, 1423, 1424) и Al-Li-Cu (1450, 1451, 1460, 1461, 1463, 1464, 1468) с пределом прочности соответственно 400...420 и 500...550 МПа, которые хорошо свариваются различными способами сварки [1–8]. Этому способствовало уникальное сочетание свойств, которыми характеризуются алюминиево-литиевые сплавы, а именно: высокие значения прочности и модуля упругости при малом удельном весе, что отличает их от традиционных алюминиевых сплавов. А сравнительно малая скорость роста усталостных трещин сплавов, высокие значения критического коэффициента интенсивности напряжений, малоцикловой усталостной долговечности, сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением, расслаивающей и межкристаллитной коррозии позволяют отнести их к классу наиболее перспективных материалов для создания образцов новой техники с улучшенными тактико-техническими параметрами.

© Т. М. Лабур, 2011

Эти особенности алюминиево-литиевых сплавов были использованы при создании цельносварного алюминиевого самолета, где впервые применили гермосиловые баковые отсеки каркасной конструкции [3–6]. Однако в ходе изготовления и эксплуатации были выявлены отдельные недостатки как собственно конструкции, так и сплава 1420, в частности, его низкая пластичность, которые впоследствии были нивелированы путем введения добавок редкоземельных металлов в состав сплавов, разработки новой технологии плавки и разливки, а также использования рационального проектирования конкретных деталей и узлов.

Высокая удельная прочность и повышенный модуль упругости алюминиево-литиевых сплавов позволяют сократить массу конструкций на 8...15 %. Новые конструктивные решения обеспечили уменьшение количества подкрепляющих элементов и герметизирующих материалов, что дополнитель но снижает массу на 12 %. Такой эффект использования алюминиево-литиевых сплавов в изделиях аэрокосмической техники позволил существенно повысить технико-экономические характеристики изделия, что весьма важно для сокращения расходов на топливо и улучшения летных показателей [2].

Целью данной работы является обобщение опубликованных результатов исследований о влиянии термического цикла сварки на структуру и свойства соединений алюминиево-литиевых сплавов и обоснование технологических путей повышения надежности сварных конструкций при эксплуатации.

К настоящему времени преодолены технологические трудности получения качественных сварных соединений, связанные с разупрочнением металла, образованием неоднородной структуры в различных участках, а также внутренних дефектов — пор и оксидных плен [3]. Результаты исследования особенностей формирования свар-

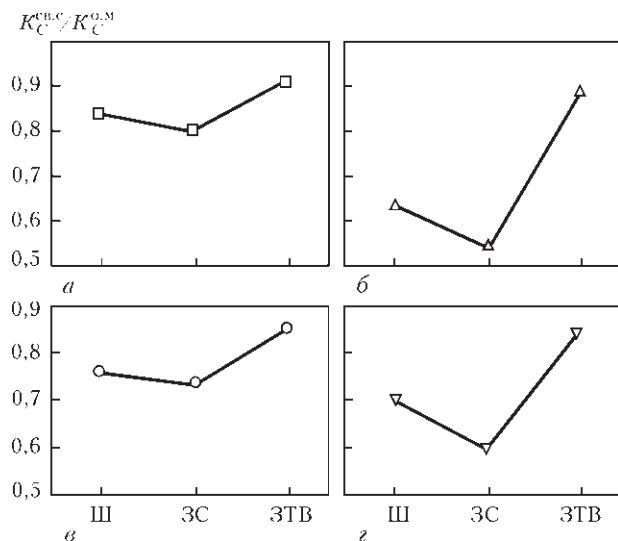


Рис. 1. Сравнение трещиностойкости $K_C^{\text{св.с}}$ различных зон сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов, полученных обычной дуговой сваркой неплавящимся электродом, и основного металла $K_C^{\text{o.m}}$: а — Al-Mg-Mn; б — Al-Li-Mg; в — Al-Cu-Mn; г — Al-Li-Cu

ных соединений алюминиево-литиевых сплавов при сварке плавлением стали основой для разработки оригинальных технологий сварки, использование которых обеспечивает получение плотных швов с высокими значениями физико-механических свойств [3, 7, 8]. Прочность соединений, полученных дуговой сваркой, составляется при этом 75...85 % уровня прочности основного металла. Использование электронно-лучевой сварки позволяет получить соединения с прочностью, близкой к основному металлу. В этом случае протяженность ЗТВ существенно сокращается по сравнению с соединениями, выполненнымными дуговой сваркой. Улучшение свойств отмечается не только в металле шва, но и в наиболее слабой зоне соединений — на границе его сплавления с основным металлом, что обусловлено образованием мелкокристаллической структуры в шве. Тем не менее, как оказалось [9], перегрев металла во время сварки вызывает снижение уровня критического коэффициента интенсивности напряжения в большей степени, особенно в зоне сплавов, по сравнению с традиционными сплавами систем легирования Al-Mg-Mn и Al-Cu-Mn (рис. 1, а, в). Развитие охрупчивания алюминиево-литиевых сплавов в зоне нагрева увеличивает вероятность зарождения трещин в соединении в условиях эксплуатации. Проблема защиты сварных конструкций от преждевременного разрушения, являющаяся одной из острых для народного хозяйства, тесно связана с экономикой. Потери металла при разрушении исчисляются миллиардами гривен в год [1]. В связи с этим в процессе создания новых изделий аэрокосмической техники необходимо учитывать влияние технологических факторов сварки на особенности фор-

мирования структуры в различных зонах соединений алюминиево-литиевых сплавов и причины, вызывающие охрупчивание металла. Разработка и реализация комплекса мероприятий позволит повысить уровень прочности и вязкости разрушения сварных соединений и улучшить их работоспособность в различных условиях эксплуатации.

Появление условий для ускоренного зарождения и распространения трещин вблизи хрупких фазовых включений обусловлено характерным оплавлением структурных составляющих, которое возникает в алюминиевых сплавах под влиянием температуры неравновесного солидуса при сварке. Образование в межзеренном пространстве протяженных хрупких участков из пересыщенных и интерметаллидных фаз, затрудняющих пластическую деформацию металла, связано с его продолжительным пребыванием в условиях высоких температур (673...773 К), сопровождающих сварочный процесс. Последнее приводит как к интенсивному развитию неоднородности структуры, так и распределению легирующих элементов и примесей, содержащихся в различных зонах сварных соединений, к их сегрегации вдоль границ зерен. По мере увеличения объемной доли таких участков в структуре сварного соединения отмечается повышение уровня концентрации напряжения, на что указывает образование плоских участков рельефа вдоль границ кристаллитов и зерен на изломах разрушенных образцов [10–15]. Это сопровождается снижением характеристик сопротивления разрушению: номинального разрушающего напряжения металла σ_p от 340 до 265 МПа, критического коэффициента интенсивности напряжения K_C от 29,5 до 21,5 МПа/м, критического раскрытия трещины δ_C от 0,14 до 0,03 мм, энергии зарождения J_C и удельной работы распространения трещины (УРРТ) соответственно от 5,8 и 7,5 до 2,5 и 3,8 Дж/см² [14].

Увеличение концентрации напряжения в результате наличия геометрического или механического надреза, включая усталостную трещину, уменьшает на 40...55 % значение критического коэффициента интенсивности напряжения K_C , определяющего условия разрушения [10]. Диапазон разброса значений данного показателя сопротивления разрушению изменяется в зависимости от радиуса остроты концентратора напряжений и напряженно-деформированного состояния структурных зон сварных соединений. Так, в металле шва он составляет 10 %, а в зонах сплавления и термического влияния — 20...25 %, что существенно отличается от сплавов систем Al-Mg и Al-Cu, не содержащих литий. Неодинаковое влияние концентратора напряжения на показатель вязкости разрушения K_C в зонах сварных соединений обусловлено различным количеством об-



гашенных литием фаз, выделяющихся вдоль границ кристаллитов шва и зерен основного металла в процессе термического воздействия сварки. Особенно резко оно проявляется в образцах соединений, вершина надреза в которых совмещена с границей сплавления шва с основным металлом (рис. 2). Обнаруженная зависимость связана с особенностями формирования структуры данной зоны соединения в условиях кристаллизации металла после сварочного нагрева. При дуговых способах сварки в структуре зоны сплавления отмечаются утолщенные границы зерен, наличие их тройных стыков и значительное количество оплавленных фаз. Увеличение плотности выделений вторичных фаз и укрупнение включений интерметаллидных фаз в металле ЗТВ вызывают образование участков с неблагоприятной структурой в виде отдельных скоплений или каркаса, повторяющего границы зерен. При сварке электронным лучом обнаружена преимущественно полизидрическая структура с редкими включениями оплавленных фаз [9].

Размеры и расположение фазовых включений в межзеренном пространстве, особенно на границе сплавления шва с основным металлом, влияют на концентрацию напряжения и объемную долю хрупких участков, т. е. на условия зарождения трещин в сварных соединениях алюминиево-литиевых сплавов. Наличие таких структурных участков вдоль границ зерен наряду с полосами сдвига, образующимися в процессе изготовления полуфабрикатов, ограничивает пластическую деформацию и способствует росту объемно-напряженного состояния в сварных соединениях. Полосы сдвига, являясь местами, ослабленными из-за локализации деформации, как бы предопределяют хрупкий характер зарождения трещин в металле ЗТВ на участках контакта полосы скольжения с границей кристаллита или зерна. Суммарное действие приложенных напряжений и локальной концентрации напряжений в окрестности фаз и полос сдвига становится причиной интенсивного зарождения трещин как по телу, так и вдоль границы контакта с матрицей (рис. 2).

Аналогичная зависимость сопротивления разрушению от состояния структуры в зонах сварного соединения прослеживается и по характерному изменению критического раскрытия трещины δ_C^{cvc} и энергии ее зарождения (J -интеграла). Как видно из рис. 3 и таблицы, граница сплавления шва с основным металлом отличается минимальными значениями сопротивления разрушению по сравнению с другими структурными зонами сварного соединения, что необходимо учитывать при проектировании изделий ответственного назначения. Показатели K_C и δ_C данной зоны соединения

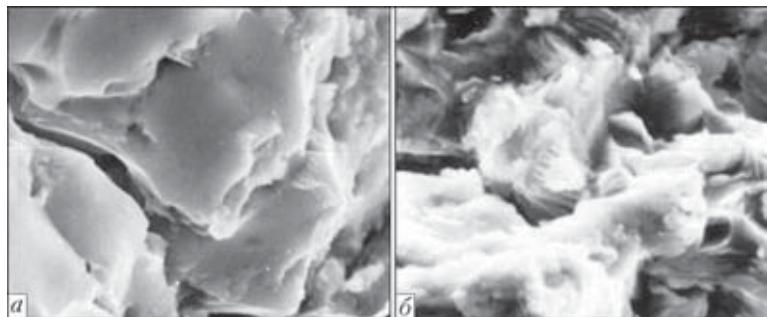


Рис. 2. Микроструктуры ($\times 500$) поверхности разрушения металла границы сплавления сварных соединений, полученных дуговой сваркой: *а* — сплав 1421; *б* — 1460

соответственно 23 МПа $\sqrt{м}$ и 0,04 мм. Значения J_C и УРРТ, отражающие особенности и характер зарождения и распространения трещины, зависят от химического состава свариваемых сплавов. У сплава 1421 (содержит магний) они составляют соответственно 3,1 и 4,5 Дж/см 2 , медьсодержащий сплав 1460 имеет большие значения J_C (4,0 Дж/см 2) и УРРТ (6,2 Дж/см 2). Установленные закономерности изменения свойств соединений алюминиево-литиевых сплавов свидетельствуют о значительном влиянии структурного состояния границ кристаллитов швов и зерен основного металла в зоне сварочного нагрева на прочность сцепления матрицы с выделениями фаз, определяющей склонность металла к хрупкому разрушению.

Особенно опасно наличие концентратора напряжения в металле сварных соединений для сложных условий эксплуатации конструкции, когда в результате действия турбулентного потока возду-

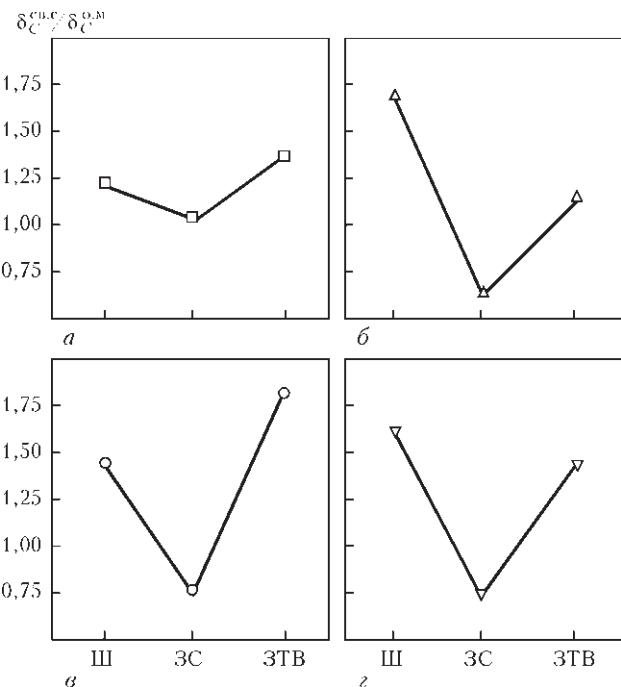


Рис. 3. Сравнение показателя критического раскрытия трещины δ_C^{cvc} в различных зонах сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов и основного металла $\delta_C^{0,M}$: *а* — Al-Mg-Mn; *б* — Al-Li-Mg; *в* — Al-Cu-Mn; *з* — Al-Li-Cu

Значения энергии зарождения трещины (*J*-интеграла) алюминиево-литиевых сплавов 1421, 1460 и их сварных соединений

Сплав	Зона исследования	<i>J</i> -интеграл, Дж/см ²
1421 (Al–Li–Mg)	ОДМ	3,6...4,4
	ОМП	2,5...3,8
	Ш	4,9...6,8
	ЗС	1,5...2,9
	ЗТВ	2,8...3,6
1460 (Al–Li–Cu)	ОДМ	4,0...5,6
	ОМП	2,5...3,8
	Ш	5,2...6,7
	ЗС	2,9...3,4
	ЗТВ	4,2...5,7

Примечание. ОДМ и ОПД — соответственно основной долевой металл и поперечной ориентации относительно проката; Ш — металл шва; ЗС — металл границы сплавления; ЗТВ — металл ЗТВ на расстоянии 5 мм.

ха происходит изменение схемы нагружения или скорости деформации, а увеличение высоты полета приводит к изменению температуры. Указанные эксплуатационные факторы приводят к дополнительной потере пластических свойств металла в конструкции, хотя при этом может иметь место увеличение прочности соединений до 400...420 МПа вследствие деформационного или низкотемпературного упрочнения [11–15]. Степень снижения пластичности и вязкости разрушения зависит от объемной доли хрупких локальных участков, сформировавшихся в межзеренном промежутке при нагреве, и уровня рабочего напряжения. Достигая критического значения, в условиях эксплуатации (в соответствии с теорией Гриффита [1]) они приводят к зарождению трещины и определяют последующий характер ее распространения.

Повышенную склонность соединений алюминиево-литиевых сплавов к охрупчиванию можно объяснить их высокой степенью легирования по сравнению с другими высокопрочными базовыми сплавами систем легирования Al–Mg–Mn и Al–Cu–Mn, вследствие чего образуется избыточное количество фаз в межзеренном промежутке. Их наличие и размеры препятствуют релаксации напряжений сплавов в процессе пластической деформации, что приводит к накоплению напряжений и возникновению вблизи фаз неблагоприятной дислокационной структуры компланарного типа, выявляемого после разрушения образцов при испытании. Хрупкое разрушение в этом случае происходит в результате протекания хотя и интенсивного, однако сильно локализованного пластического течения, которое может протекать при очень низком уровне сдвиговых напряжений и

приводить при этом к возникновению мощных и опасных скоплений дислокаций, создающих условия для зарождения трещин [1]. Эту особенность алюминиево-литиевых сплавов связывают со склонностью лития к плоскому скольжению в ходе его перераспределения вдоль границ зерен, следствием которого является снижение пластичности. Снижение содержания лития в сплаве (до 1,7...1,9 мас. %) способствует увеличению в 1,5 раза такого показателя пластичности как относительное удлинение [2].

По результатам экспериментальных исследований [9] установлено, что благоприятные теплофизические условия сварки обеспечивают способы, отличающиеся минимальным тепловложением: сварка пульсирующей дугой (10...13·10⁵ Дж/м) или электронным лучом (1,2...1,4·10⁵ Дж/м), что позволяет соответственно в 4 и 10 раз сократить протяженность участков, в которых присутствуют хрупкие межкристаллитные прослойки в швах и межзеренные в металле ЗТВ, а также микропустоты в зоне сплавления. Такое состояние структуры сварных соединений обеспечивает повышение сопротивления металла зарождению трещин. Значение показателя σ_p в отдельных зонах соединений в этом случае увеличивается на 70...100 МПа, а K_C — на 20...25 %. Улучшение качества металла обеспечивает повышение свойств не только в металле шва, но и в наиболее слабой зоне сварных соединений — на границе его сплавления с основным металлом. Уменьшение чувствительности металла к концентраторам напряжений создает предпосылки для обеспечения надежной эксплуатации сварных деталей и узлов из алюминиево-литиевых сплавов при производстве несущих панелей, отсеков и конструкции фюзеляжа в целом. При этом замена клепаных нахлесточных соединений настыковые позволяет сократить количество поперечных швов путем использования длинномерных заготовок.

Положительное влияние на уровень физико-механических свойств алюминиево-литиевых сплавов также оказывает использование режимов двухступенчатого отжига с промежуточной деформацией до 3 % [15]. Такая технологическая операция обеспечивает формирование благоприятной структуры сплавов, которая оказывает влияние на уровень характеристик сопротивления разрушению. Введение правки после закалки подавляет процесс укрупнения хрупкой фазы, ускоряя растворение упрочняющей фазы δ , и несколько уменьшает ее размеры, что повышает значение показателя вязкости разрушения K_C на 10 %.

Улучшение показателей надежности достигается также путем оптимизации химического состава металла шва путем введения в состав присадочной проволоки скандия в пределах 0,4...0,6 % [16–18].



При этом не только снижается склонность алюминиево-литиевых сплавов к образованию горячих трещин, но и обеспечиваются высокие значения показателей вязкости разрушения: $\sigma_p = 310\ldots320$ МПа, $K_C = 25\ldots28$ МПа $\sqrt{м}$, $\delta_C = 0,05\ldots0,07$ мм, $J_C = 4\ldots6$ Дж/см 2 , УРРТ = 8...10 Дж/см 2 . Уровень прочности металла шва возрастает на 20 %, а относительное удлинение составляет 7 %. Этому способствует формирование мелкокристаллитной и субзеренной структуры швов вследствие полного размерно-структурного сходства дисперсных частиц алюминида скандия Al₃Sc с матрицей [3]. Наличие скандия в основном металле тормозит процессы рекристаллизации, протекающие при сварке алюминиевых сплавов, что сокращает протяженность зоны разупрочнения. Отмеченный эффект очень важен для производства сварных конструкций аэрокосмической техники. Он позволяет ослабить степень регламентации температурно-временных условий сварки, ограничивающих склонность алюминиево-литиевых сплавов к разупрочнению, поскольку протяженность ЗТВ зависит не только от способа сварки, но и от химического состава сплава. Как показали исследования [9–12], действие сварочного нагрева на прочность и вязкость металла сварных соединений проявляется в меньшей степени у сплавов, содержащих магний в качестве основного легирующего компонента, чем у сплавов с медью. Это обусловлено способностью магния в большей степени, чем добавка меди, ускорять процессы выделения упрочняющей фазы δ' и увеличивать тем самым их плотность в объеме металла [1]. Следует отметить, что сплавы типа 1460, легированные медью, удовлетворительно работают при криогенных температурах в контакте с жидким кислородом, водородом и гелием [12]. Характеристики прочности и пластичности сплавов и их сварных соединений при этом возрастают с понижением температуры. Такая особенность сплавов позволяет использовать их в сложных по геометрии сварных конструкциях топливного бака космических летательных аппаратов при обеспечении высоких эксплуатационных свойств сварных соединений и их герметичности. Использование сплавов типа 1460 в конструкции бака американской ракеты «Дельта» позволили снизить массу бака с 2259 до 1430 фунтов [13]. Повышению надежности сварных соединений также способствует сокращение в структуре сплава объемной доли интерметалличидных фаз, которые содержат примеси щелочных и щелочноземельных элементов (натрия, кальция, бария, калия). Даже тысячные доли процента их в составе сплавов оказывают отрицательное влияние на свойства сварных соединений в результате снижения температуры плавления фаз, выделяющихся по границам зерен, что делает их опасными для развития разрушения. Находясь

у границ зерен, они вследствие высокой химической активности по отношению к алюминию уменьшают поверхностную энергию металла на внутренних свободных поверхностях, например, на берегах имеющихся микротрещин, и тем самым повышают склонность металла к охрупчиванию и развитию трещин [19, 20]. При этом уровень характеристик пластичности и вязкости разрушения снижается на 30...40 %, а ухудшение прочности не отмечается. Ограничение количества вредных примесей в составе сплава до 0,01 % сокращает негативное влияние границ кристаллитов и зерен на процессы зарождения трещин, увеличивает количество вязких участков рельефа изломов, что повышает уровень σ_p на 20 % и K_C на 40 % при $\delta_C = 0,05$ мм, $J_C = 4$ Дж/см 2 , УРРТ = 5,2 Дж/см 2 . Максимальный эффект достигается только при равномерном распределении интерметалличидных фаз в объеме металла. При этом характер разрушения соединений в зоне сплавления изменяется с интеркристаллитного на транскристаллитный.

Обобщив результаты исследования сварных соединений алюминиево-литиевых сплавов [1, 2, 9, 10, 18–20], можно утверждать, что состояние границ зерен в структурных зонах, образующихся под влиянием термического цикла сварки, определяет уровень физико-механических свойств и характер разрушения соединений. Состояние границ зерен зависит от количества легирующих элементов и примесей, наличия в исходном металле скоплений фаз, расположенных вдоль линии проката. Отрицательное воздействие сварки проявляется лишь в случае образования протяженных участков шва и ЗТВ с неблагоприятной структурой, формирующихся в процессе нагрева металла с высокой погонной энергией. Для предотвращения подобного явления при сварке алюминиево-литиевых сплавов следует строго регламентировать тепловложение, используя пульсирующие режимы дуговой сварки или электронно-лучевую (лазерную) сварку, которые характеризуются высокой концентрацией вводимого тепла. В этом случае сварные соединения имеют необходимые значения прочности и вязкости разрушения, что важно для изделий аэрокосмической техники при работе в экстремальных условиях, включая широкий температурный интервал (20...500 К). В итоге наряду со снижением массы изделия решается задача обеспечения хорошей технологичности конструкции, а также надежной эксплуатации при безопасном повреждении в течение длительного периода работы. Это подтверждают имеющиеся примеры применения алюминиево-литиевых сплавов и их сварных соединений в конструкциях силовых оболочек самолетов, вертолетов и топливных баков ракет для космических средств многоразового использования [3–6].

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

1. Алюминий-литиевые сплавы, структура и свойства / И. Н. Фридляндер, К. В. Чуистов, Ф. Л. Березина, Н. Н. Колобнев. — Киев: Наук. думка, 1992. — 192 с.
2. Фридляндер И. Н., Белецкий В. М., Кривов Г. А. Алюминиевые сплавы в авиационных конструкциях // Технолог. системы. — 2000. — № 1. — С. 5–17.
3. Сварка в самолетостроении / Г. А. Кривов, В. Р. Рябов, А. Я. Ищенко и др. / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: МИИВЦ, 1998. — 695 с.
4. Имамура Ц. Применение легких металлов для конструкций летательных аппаратов // Кэйкиндзоку. — 1991. — № 41, № 9. — С. 623–634.
5. Ищенко А. Я., Лабур Т. М., Лозовская А. В. Алюминиево-литиевые сплавы для сварных конструкций аэрокосмической техники // Автомат. сварка. — 1995. — № 2. — С. 41–44.
6. Овчинников В. В., Дриц А. М., Крымова Т. В. Технологические особенности производства сварных конструкций летательных аппаратов из алюминиево-литиевого сплава 1460 // Свароч. пр-во. — 1997. — № 12. — С. 26–29.
7. Технологические особенности сварки высокопрочного алюминиевого сплава 1460 / Н. С. Барабохин, Ю. Г. Бушуев, Е. В. Шульгина и др. // Там же. — 1999. — № 11. — С. 12–14.
8. Алюминиево-литиевый сплав 1441 как перспективный материал для фюзеляжа / Р. К. Бирк, Д. П. Дайкус, И. Н. Фридляндер, В. С. Сандлер // Металловед. и терм. обработка металлов. — 2001. — № 8. — С. 7–10.
9. Влияние способа сварки на сопротивление разрушению соединений алюминиево-литиевых сплавов 1420 и 1460 / Т. М. Лабур, Андр. А. Бондарев, А. В. Лозовская и др. // Автомат. сварка. — 2001. — № 7. — С. 12–16.
10. Ishchenko A. Ya., Labur T. M., Lozovskaya A. V. Can aluminium-lithium alloys be used in welded constructions for cryogenic engineering? // Welding in the World. — 2001. — № 45, № 9/10. — P. 26–29.
11. Kojima Y. Aluminum-lithium alloys // Welding Light Metal. — 1989. — № 39, № 1. — P. 67–80.
12. Labur T. M. Influence of cryogenic conditions of the properties of welded joints of aluminium-lithium alloys // Welding in the World. — 2001. — № 45, № 9/10. — P. 30–32.
13. www.Aviation Week @ Space Technology.
14. Лабур Т. М. Изменение сопротивления разрушению сварных соединений сплава 01421 в условиях высокотемпературного нагрева // Автомат. сварка. — 1994. — № 12. — С. 8–11.
15. Исследование влияния режимов НТМО на свойства листов из сплавов 1571, 1430, 1441 / В. И. Елагин, А. И. Орозов, Н. М. Щеглова, В. А. Тараков // Технология легких сплавов. — 1996. — № 5. — С. 40–43.
16. Лабур Т. М., Илюшенко Р. В. Влияние добавок скандия в присадочную проволоку при сварке алюминиевого сплава 1420 // Автомат. сварка. — 1992. — № 11/12. — С. 53–54.
17. Лабур Т. М., Илюшенко Р. В. Влияние скандия на характеристики сопротивления разрушению сварных соединений из сплавов 1420 и 1421 // Технология легких сплавов. — 1993. — № 12. — С. 37–41.
18. Лабур Т. М. Исследование эффективности упрочнения металла шва скандием при сварке алюминиево-литиевого сплава 1420 // Автомат. сварка. — 1996. — № 7. — С. 17–19.
19. Гричко О. Е., Шевелева Л. М. Примеси щелочных и щелочноземельных металлов в алюминиево-литиевом сплаве 1420 // Цвет. металлы. — 1994. — № 4. — С. 48–51.
20. Лабур Т. М. Влияние примесных элементов на сопротивление разрушению // Автомат. сварка. — 1998. — № 6. — С. 40–43.

Technological possibilities of increasing strength and fracture toughness of welded joints on aluminium-lithium alloys are considered in terms of ensuring reliability and safe operation of structures. It is shown that the use of low heat input and new modified welding wires with a decreased content of harmful impurities provides a sufficient level of mechanical properties in all structural zones of the welded joint.

Поступила в редакцию 03.12.2010



«ТЕХНОЛОГИИ И ОБОРУДОВАНИЕ ЭЛС-2011»

II Санкт-Петербургская
научно-техническая конференция

23–26 мая 2011

Санкт-Петербург

Основные направления конференции:

- технологии ЭЛС
- работоспособность сварных конструкций
- оборудование для ЭЛС
- моделирование физических процессов ЭЛС и работы электронно-оптических систем установок
- экономические аспекты применения ЭЛС

Санкт-Петербургское общество научно-технических знаний

Центр дополнительных образовательных программ

191023 С.-Петербург, Невский пр., 54

Тел.: (812) 570-59-23, 571-18-71, тел./факс: 570-55-58, 394-14-61

E-mail: technovalb@yandex.ru ontz@peterlink.ru, www.ontz.kop.ru



УДК 621.791.052

ВЛИЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ И АРГОНОДУГОВОЙ ОБРАБОТКИ НА УСТАЛОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ КОНСТРУКЦИЙ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРОИЗВОДСТВА

Е. В. КОЛОМИЙЦЕВ, канд. техн. наук (ПАО «ММК им. Ильича», г. Мариуполь),
А. Н. СЕРЕНКО, канд. техн. наук (Приазов. гос. техн. ун-т, г. Мариуполь)

Приведены результаты испытаний на усталость тавровых соединений низколегированных сталей и методы повышения долговечности и прочности сварных соединений (поверхностное деформирование с применением шарикостержневого упрочнителя и аргонодуговая обработка). Показано, что оптимальным является поверхностное упрочнение шва и околосшовной зоны. Обработка этим методом подкрановых балок и балансиров колодцевых кранов Слябинг-1150 ПАО «ММК им. Ильича» повысило их циклическую долговечность в 15 раз.

Ключевые слова: сварные конструкции, подкрановые балки, сварные соединения, поверхностное упрочнение, аргонодуговая обработка, остаточные напряжения, концентрация напряжений, усталостная прочность, долговечность

Практика эксплуатации тяжелонагруженных сварных конструкций (подкрановых балок, балансиров колодцевых кранов и др.) на ПАО «ММК им. Ильича» показывает, что решающее значение для их безаварийной работы имеет не статическая, а усталостная прочность.

Повреждаемость и разрушение подкрановых балок и элементов грузоподъемных кранов зависит от многих факторов: конструктивных, технологических, эксплуатационных. Подкрановые балки претерпевают различные силовые воздействия, основными из которых являются нагрузки от катков кранов в вертикальной и горизонтальной плоскостях, передаваемые на рельс балки. В результате в сварных соединениях балок (поясные швы, швы ребер и др.) возникают переменные напряжения, распределяющиеся в расчетных сечениях крайне неравномерно. Характерные повреждения в подкрановых балках, наблюдаемые на практике, следующие:

образование трещин по линии сплавления угловых швов, соединяющих стенку с верхним поясом (наиболее типичное и опасное повреждение). Длина трещины в момент ее устранения составляет 400...500 мм, а в некоторых случаях 2...3 м;

нарушение сплошности и разрушение диафрагм;

трещина в местах крепления подкрановых балок к колоннам;

разрушение связей по подкрановым балкам.

Для выявления наиболее эффективного метода повышения усталостной прочности и долговечности сварных соединений подкрановых балок необходим недорогой и простой вариант сравнительных испытаний на усталость моделей подкрановых балок, поскольку полная имитация всех факторов, сопутствующих их повреждению, затруднительна и дорогостоящая.

Испытания на усталость провели на образцах, моделирующих соединения полки со стенкой (тавровое соединение) при знакопеременном плоском изгибе с постоянной амплитудой деформации (жесткое нагружение).

При изготовлении подкрановых балок стенки и пояса вырезаются из прокатных поясов требуемой толщины. Продольные оси поясов и стенки при раскрое совпадают с направлением проката. Последующая сварка пояса со стенкой, осуществляющая угловыми швами, также имеет направление вдоль проката, что учитывалось при разработке схемы раскроя листов на заготовки для изготовления сварных образцов.

Тавровый образец (рис. 1, а) имитирует соединение пояса со стенкой подкрановых балок склада руды и концентратов аглофабрики ПАО «ММК им. Ильича». Ширину образца (100 мм) выбрали с целью получения в нем продольных

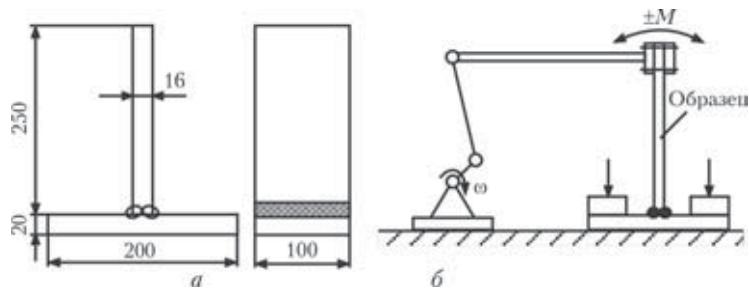


Рис. 1. Схема образца для испытаний на усталость (а) и схема испытаний (б)

© Е. В. Коломийцев, А. Н. Серенко, 2011

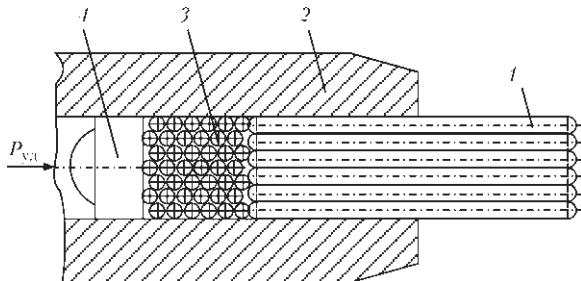


Рис. 2. Схема шарикостержневого ударника (обозначения см. в тексте)

остаточных напряжений, примерно равных остаточным напряжениям, образующимся в зонах сварных швов балок. Поверхность поясов и стенок балок и соответственно образцов не подвергали послепрокатной обработке. Образцы изготавливали из горячекатаной стали 09Г2С ($\sigma_t = 350$ МПа, $\sigma_b = 500$ МПа).

Сборку и сварку образцов осуществляли в кондукторе, позволяющем уменьшить угловые деформации поясов посредством их крепления винтовыми прижимами.

Автоматическую сварку поясных швов заготовок (по пять образцов в заготовке) длиной 500 мм проводили в лодочку трактором АДФ-1001 сварочной проволокой Св-08А диаметром 4 мм под флюсом АН-348А на режиме: $I_{\text{св}} = 700 \dots 750$ А; $U_d = 36 \dots 37$ В; $v_{\text{св}} = 21$ м/ч; вылет электрода $h = 40$ мм, ток постоянный обратной полярности. В качестве источника питания использовали тиристорный выпрямитель ВДУ-1201.

Начало и конец поясных швов выводили на дополнительные планки. Второй шов выполняли после остывания заготовки, нагретой в процессе выполнения первого шва.

Полученные заготовки разделили на три серии: исходное состояние после сварки; оплавление переходной зоны от шва к основному металлу в среде аргона; поверхностное пластическое деформирование зоны перехода шва к основному металлу.

После сварки или соответствующей обработки околошовной зоны заготовку разрезали механическим способом на образцы. Разрезку проводили без охлаждения водой на мягком режиме, что не вызывало нагрева образцов выше 50 °С и, следовательно, не приводило к релаксации остаточных напряжений. Затем образцы передавали на механическую обработку кромок.

Известно, что долговечность сварных соединений при переменных нагрузках можно повысить разными методами [1–6]:

- до сварки путем подбора рациональных сварочных материалов, режимов сварки и др.;

- при сварке путем регулирования термодеформационного цикла сварки и условий кристаллизации;

— после сварки путем улучшения поверхностных свойств металла и наведения сжимающих напряжений в нем механической, термической, ультразвуковой и другими видами обработок.

Так как методы, предшествующие и сопутствующие сварке, являются более отработанными, в настоящей работе была предпринята попытка оценить возможности технологических методов обработки сварных соединений с учетом полученных ранее результатов [3–6].

Одним из наиболее распространенных методов повышения циклической прочности сварных конструкций является поверхностная пластическая обработка [2–6]. Использован шарикостержневой упрочнитель, имеющий ряд преимуществ по сравнению с другими типами [7]. Инструмент состоит из двух основных узлов — пневмомолотка КМП-24 и шарикостержневого ударника (рис. 2). Пневмомолоток является источником ударных импульсов, а конструкция ударника позволяет осуществлять передачу импульсов через систему тел свободно плавающим стержням 1 и удерживать их в рабочем и нерабочем состоянии в корпусе ударника 2. Для равномерной передачи ударной энергии на все стержни используется промежуточный слой шариков 3 диаметром 2,0…2,5 мм. Соотношение диаметров шариков к диаметру стержней выбрали в диапазоне 0,6…0,8. Ударный импульс передается на шарики через боек 4. Слой шариков выполняет функцию квазижидкости и позволяет пластиически обрабатывать поверхность сварных швов и зоны перехода без пропусков. Скорость обработки с применением шарикостержневого упрочнителя составила 6…8 м/ч. Сила прижатия рабочего инструмента к упрочняемой поверхности колеблется в пределах 80…120 Н.

В результате поверхностной пластической обработки шарикостержневым ударником происходят следующие процессы: упрочнение (наклеп) поверхностных слоев металла шва и околошовной зоны; наведение в них благоприятных сжимающих остаточных напряжений; уменьшение концентрации напряжений в зоне перехода шва к основному металлу вследствие увеличения радиуса перехода от шва к основному металлу. Специфический микрорельеф наклепанной поверхности образуется путем многократного наложения и пересечения единичных следов (лунок) от закругленных концов стержней.

Глубину наклепанного слоя, интенсивность и характер распределения остаточных напряжений по толщине слоя a определяли по методике из работ [6, 8]. Исследования проводили на плоских образцах размером 16×20×300 мм из стали 09Г2С на режиме, приведенном выше. Из рис. 3 видно, что глубина наклепанного слоя и глубина распространения сжимающих напряжений достигают

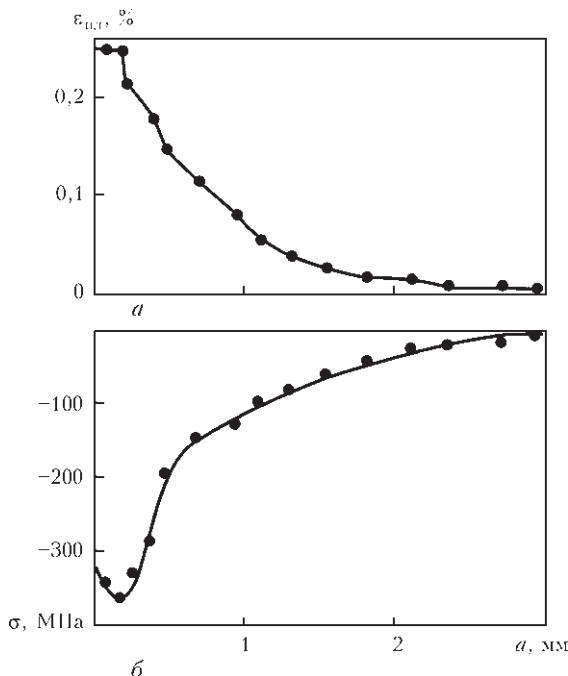


Рис. 3. Распределение пластических деформаций (а) и остаточных напряжений (б) по сечению образца, упрочненного пневмомолотком с шарикостержневым ударником

3 мм, а максимальные напряжения сжатия близки к пределу текучести для стали 09Г2С.

Другим методом, предложенным для опробования на элементах, имитирующих работу верхнего пояса подкрановых балок, было оплавление дугой в аргоне места перехода шва к основному металлу [2, 3], который находит применение в машино- и судостроении.

Испытания на усталость проводили на установке с кривошипно-шатунным механизмом при симметричном цикле нагружения. Изгиб при постоянной деформации проводили в плоскости, перпендикулярной вертикальной стенке образца (см. рис. 1, б). Испытания проводили на базе $3 \cdot 10^6$ циклов при частоте нагружения 13 Гц. Результаты испытаний представлены на рис. 4.

Усталостная прочность таврового соединения в исходном состоянии после сварки изменилась от 200 МПа при $50 \cdot 10^3$ циклов до 70 МПа при $3 \cdot 10^6$ циклов (рис. 4, кривая 1).

Аргонодуговая обработка места перехода шва к основному металлу (рис. 4, кривая 2) повысила предел выносливости с 70 до 100 МПа (в 1,4 раза), долговечность при этом выросла в 2,5...3,0 раза (при одинаковых уровнях напряжений — 140 и 200 МПа). Увеличение предела усталости и долговечности главным образом достигается путем увеличения радиуса перехода от шва к основному металлу, что приводит к снижению концентрации напряжений.

Поверхностное пластическое деформирование с применением шарикостержневого упрочнителя повысило предел выносливости до 140 МПа, т. е.

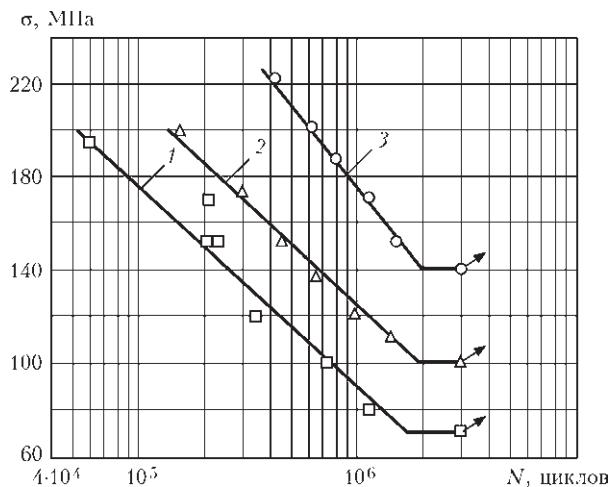


Рис. 4. Результаты испытаний сварных образцов на усталость:
1 — исходное состояние (после сварки); 2 — аргонодуговая обработка зоны перехода шва к основному металлу; 3 — упрочнение пневмомолотком с шарикостержневым ударником той же зоны

в 2 раза (рис. 4, кривая 3). Долговечность таврового соединения после наведения сжимающих напряжений возросла в 8...10 раз.

Образцы в исходном состоянии после сварки разрушались в месте перехода от шва к основному металлу (стенке) (рис. 5, а), что совпадает с данными работ [1, 2 и др.]. После аргонодуговой обработки трещина образовывалась в месте перехода оплавленного металла шва к стенке (рис. 5, б). Усталостная прочность и долговечность в основном возросли за счет увеличения радиуса перехода от шва к основному металлу, хотя наблюдалось некоторое увеличение микротвердости в металле ЗТВ (с HV 188...195 до HV 210...214).

После обработки с применением шарикостержневого упрочнителя образцы разрушались, как

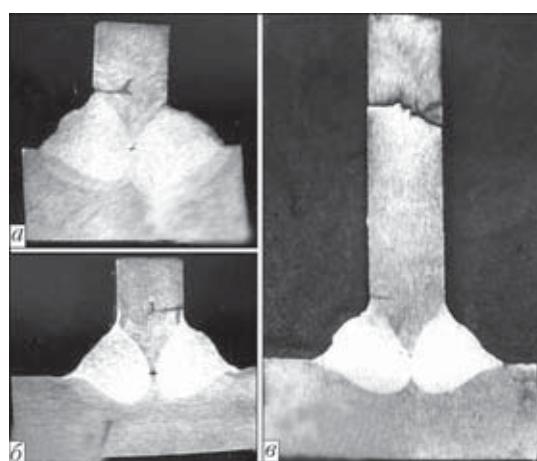


Рис. 5. Макрошлифы поперечных сечений образцов, подверженных усталостному нагружению: а, б — зарождение усталостных трещин соответственно в исходных образцах (необработанных) и обработанных переплавкой переходной зоны дугой в аргоне; в — разрушение образца по основному металлу после упрочнения переходной зоны пневмомолотком с шарикостержневым ударником

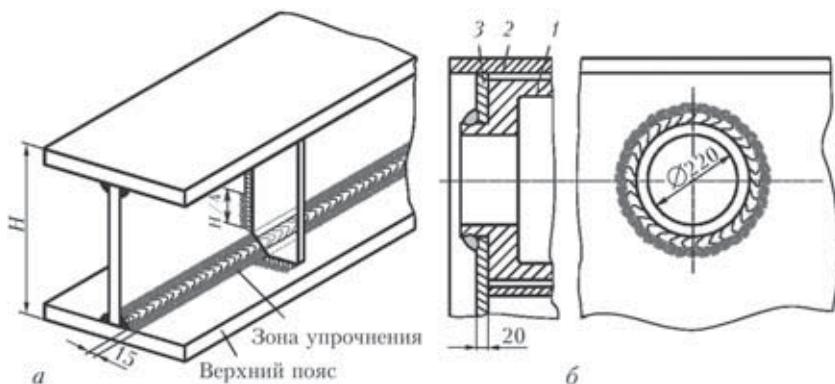


Рис. 6. Зоны упрочнения сварных соединений (затемнены) подкрановых балок (а) и балансира колодцевых кранов (б):
1 — втулка; 2 — верхний пояс; 3 — стена

правило, за пределами обработанной зоны (рис. 5, в), т. е. по основному металлу.

Повышение усталостной прочности сварных элементов происходит в результате наведения сжимающих напряжений в поверхностных слоях, в которых зерна дробятся и изменяется их ориентация, причем твердость зерен практически не изменяется. Увеличение предела выносливости в 2 раза, а усталостной долговечности в 8...10 раз и возможность проведения данного вида обработки в любом пространственном положении в производственных условиях позволяют рекомендовать его для обработки ответственных сварных конструкций металлургических предприятий.

Промышленное применение технологии шарикостержневого упрочнителя опробовали на опытной партии из шести подкрановых балок (рис. 6, а) склада руды и концентратов аглофабрики ПАО «ММК им. Ильича». Образование усталостных трещин в сварных соединениях балок сопряжено с риском перехода их в хрупкое разрушение, поэтому эксплуатация таких конструкций требует постоянного надзора и соответственно финансовых затрат. Опытная партия упрочненных балок эксплуатируется без появления усталостных трещин уже более десяти лет.

Другой ответственной сварной конструкцией, подверженной циклическому нагружению и появлению усталостных повреждений, является балансир колодцевого крана Слябинг-1150. Службой главного механика совместно с авторами установлено, что в результате воздействия переменных нагрузок срок службы балансира составлял не более трех месяцев до возникновения трещины по сварному шву или металлу ЗТВ на расстоянии

5...10 мм от линии сплавления в зоне приварки втулки к корпусу балансира (рис. 6, б).

В начале 2007 г., основываясь на результатах, представленных в данной статье, с применением шарикостержневого упрочнителя были обработаны два балансира колодцевых кранов. Один из них был установлен на кран № 3, другой — на кран № 7. Долговечность балансиров после такой упрочняющей обработки к настоящему времени достигла 15-кратного увеличения. Эксплуатация балансиров продолжается, что подтверждает высокую технико-экономическую эффективность упрочняющей обработки шарикостержневым упрочнителем.

1. Труфяков В. И. Усталость сварных соединений. — Киев: Наук. думка, 1973. — 216 с.
2. Михеев П. П. Способы повышения сопротивления усталости сварных соединений стальных конструкций. — Киев: Знання, 1981. — 28 с.
3. Аснис А. Е., Иващенко Г. А. Повышение прочности сварных конструкций. — Киев: Наук. думка, 1985. — 256 с.
4. Олейник Н. В., Кычин В. П., Луговский А. Л. Поверхностное динамическое упрочнение деталей машин. — Киев: Техника, 1984. — 152 с.
5. Коломийцев Е. В., Серенко А. Н. Влияние ультразвуковой ударной и лазерной обработок на сопротивление усталости стыковых сварных соединений в воздушной и коррозионной средах // Автомат. сварка. — 1990. — № 11. — С. 13–15.
6. Кравцов Т. Г., Севрюков В. В. Ультразвуковая обработка судовых деталей и сварных конструкций. — Николаев: УГМТУ, 2001. — 126 с.
7. Пат. 30992 на корисну модель Україна. Пристрій для деформаційного зміцнення зварних з'єднань / С. В. Коломийцев, О. М. Серенко, П. М. Кирильченко. — Опубл. 25.03.2008, Бюл. № 6.
8. Махненко В. И., Кравцов Т. Г. Толщина пластиически деформированного слоя при ультразвуковой ударной обработке наплавленных изделий // Автомат. сварка. — 1986. — № 8. — С. 14–19.

Results of fatigue tests of the T-joints on low-alloy steels are given, and methods for extending life and increasing strength of the welded joints (surface deformation by using a ball-rod strengthening device and argon-arc treatment) are described. It is shown that the optimal method is surface strengthening of the weld and near-weld zone. Treatment of crane beams and rocker bars of well cranes «Slabbing-1150» at the Ilyich Iron & Steel Works of Mariupol by this method provided a 15 times increase in their cyclic fatigue life.

Поступила в редакцию 20.12.2010

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА ТОНКОЛИСТОВОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

В. Д. ШЕЛЯГИН, А. Г. ЛУКАШЕНКО, кандидаты техн. наук,

Д. А. ЛУКАШЕНКО, А. В. БЕРНАЦКИЙ, инженеры (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

В. П. ГАРАЩУК, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»),

В. И. ЛУЦЕНКО, инж. (ООО НИИЦ «АРМАТОМ», г. Киев)

Исследованы особенности лазерной сварки листов аустенитной нержавеющей стали толщиной 0,15 и 0,20 мм. Показано, что при определенном диапазоне мощности лазерного излучения экспериментально измеренная ширина шва удовлетворительно описывается моделью линейного движущегося источника в однородном приближении. При повышении мощности излучения на свариваемой поверхности образуется отверстие, через которое уходит часть мощности пучка, что приводит к нарушению зависимостей, описываемых этой моделью. С учетом выявленных особенностей предложена методика определения оптимальных параметров режима сварки, обеспечивающих максимальный эффективный КПД процесса.

Ключевые слова: лазерная сварка, нержавеющая сталь, тонкий лист, эффективный КПД, критерии качества, ширина и форма шва, структура металла шва, прочность

Лазерную сварку тонкого (толщиной $\delta = 0,1\dots0,2$ мм) металлического листа из нержавеющей стали встык применяют при изготовлении трубных заготовок для производства сильфонов. Большое количество типов заготовок в условиях мелкосерийного производства требует оперативного выбора оптимальных режимов сварки.

В отечественных и зарубежных изданиях количество публикаций, посвященных оценке и влиянию параметров режима лазерной сварки на свойства стыковых соединений нержавеющих сталей малой толщины, а также раскрывающих методы выбора оптимальных технологических режимов, незначительно [1-6].

Целью настоящей работы являются определение взаимосвязи между параметрами режима лазерной сварки тонколистовой нержавеющей стали и критериями качества сварного соединения, а также разработка методики выбора параметров режима сварки в условиях производства.

Материалы и аппаратура для экспериментов. Выполняли сварку ленты $\delta = 0,15$ и $0,20$ мм из сталей 12Х18Н10Т и 1.4541 (в соответствии с DIN EN 10028-7:2000 последняя является близким аналогом стали 08Х18Н10Т).

Образцы сваривали на трехкоординатном лазерном комплексе «АРМА-100М» (изготовитель — ИЭС им. Е. О. Патона), оснащенном иттербьевым волоконным одномодовым лазером типа ЛС-01-Б с мощностью излучения 100 Вт

(изготовитель — НТО «ИРЭ-Полюс», г. Фрязино, РФ), генерирующая сердцевина которого имеет диаметр 10 мкм. Характеристики лазерного пучка представлены на рис. 1 [7]. Лазерное излучение фокусировалось на металл в пучок диаметром 40 мкм.

В качестве защитных газов использовали гелий (сверху сварного соединения) и аргон (снизу). Экспериментальным путем получены данные о расходе некоторых защитных газов и их смесей: гелия ($50\dots60\cdot10^{-5}$ м³/с; 50 % He + 50 % Ar ($45\dots55\cdot10^{-5}$ м³/с; Ar ($15\dots20\cdot10^{-5}$ м³/с.

Исследовали как сварныестыки, так и проплавления на целом листе металла. При сварке по стыку листы вырезали листовыми ножницами с электроприводом MHSU 1000x2.0 (фирмы «Schroeder Maschinenbau», Германия). Приспособление, в которомстыковались свариваемые листы, обеспечивало минимальную депланацию кромок.

Прочность сварных соединений испытывали на разрывной машине FP10/1. Ширину шва измеряли на участке, выполненному при установленном тепловом режиме сварки, с помощью малого инструментального микроскопа ММИ-2. В качестве основных критериев качества сварного

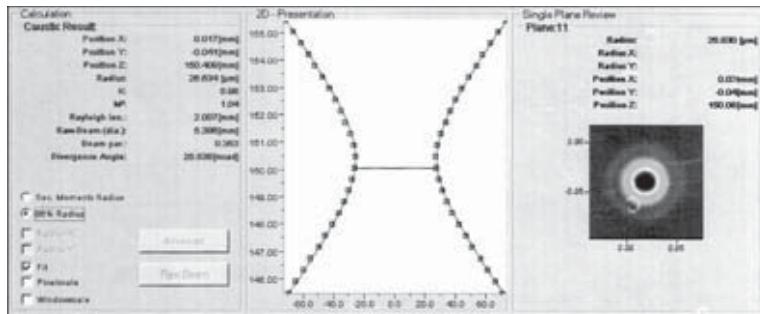


Рис.1. Характеристики лазерного пучка лазера ЛС-01-Б, полученные с помощью компьютерной программы «Primes Laser Quality Monitor»



соединения выбраны геометрия сварного шва и прочность соединения.

Основными требованиями, предъявляемыми к геометрии шва на трубных заготовках сильфонов, являются вертикальность линии сплавления, отсутствие наплыпов и провисаний. При таких требованиях допустимо исследовать только взаимосвязь между параметрами режима сварки и шириной шва.

Влияние скорости сварки на ширину шва (проплавление). Образцы из стали 12Х18Н10Т толщиной 0,15 мм сваривали и проплавляли при постоянной мощности лазера $P = 65$ Вт, а из стали 1.4541 толщиной 0,15 и 0,20 мм соответственно при $P = 55$ и 60 Вт. Скорость сварки $v_{\text{св}}$ изменяли в диапазоне от 0,8 до 2,5 см/с. Зависимости ширины шва и эффективного КПД от скорости сварки в образцах из названных выше сортов стали показаны на рис. 2.

Кривая 1 на рис. 2, а (экспериментальные данные) показывает изменения ширины швов, выполненных на стали 12Х18Н10Т толщиной $\delta = 0,15$ мм, в зависимости от скорости сварки, а кривая 1' рассчитана по методу наименьших квадратов $b = f(v_{\text{св}})$. Как видно из рисунка, все экспериментальные точки хорошо ложатся на гиперболическую кривую, описываемую выражением

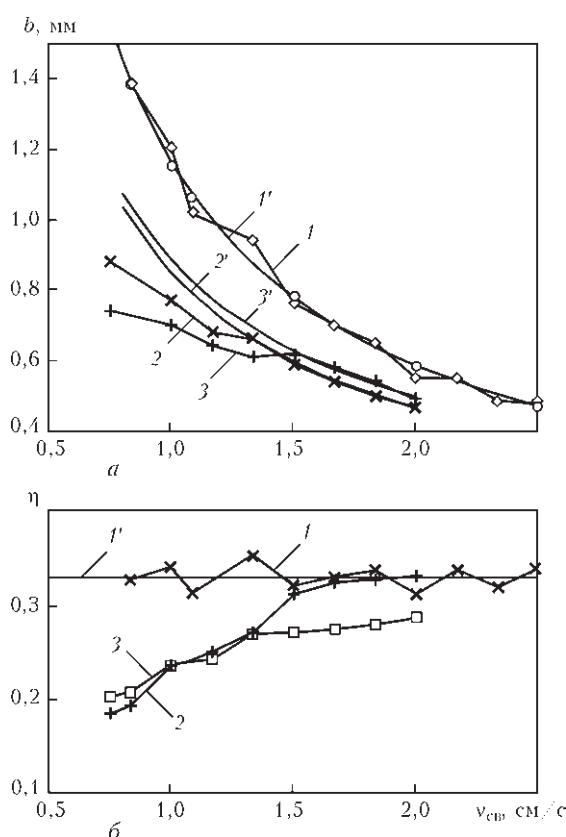


Рис. 2. Зависимость ширины шва b (а) и эффективного КПД η (б) от скорости сварки $v_{\text{св}}$ в образцах из стали 12Х18Н10Т $\delta = 0,15$ мм (1, 1'), стали 1.4541 $\delta = 0,15$ мм (2, 2') и $\delta = 0,20$ мм (3, 3')

$$b = 2,981 \cdot 10^{-3} + 1,163/v_{\text{св}}. \quad (1)$$

Для стали 1.4541 гиперболическая зависимость имеет место лишь при большой скорости сварки (ср. кривые 2, 2' и 3, 3' на рис. 2, а). Причем для стальной ленты $\delta = 0,20$ мм эта зависимость имеет место при несколько меньшей скорости, чем при $\delta = 0,15$ мм. При обоих значениях толщины ленты и малой скорости сварки ширина шва меньше, чем следует из гиперболической зависимости, определенной по экспериментальным данным при большой скорости сварки.

Зависимость ширины шва от мощности лазерного излучения. Опыты проводили при постоянной скорости сварки $v_{\text{св}} = 0,8, 1,5$ и 2,0 см/с, мощность изменяли в диапазоне от 30 до 100 Вт. Полученные результаты представлены на рис. 3, а.

У образцов из стали 12Х18Н10Т $\delta = 0,15$ мм при скорости сварки 1,5 и 2,0 см/с ширина шва возрастает с увеличением мощности до 60 Вт (кривые 1 и 2 на рис. 3, а), а при больших значениях P практически от нее не зависит.

Образцы из стали 1.4541 $\delta = 0,15$ и 0,20 мм сваривали при скорости сварки $v_{\text{св}} = 0,8$ см/с. При мощности 30 и 40 Вт ширина шва была практи-

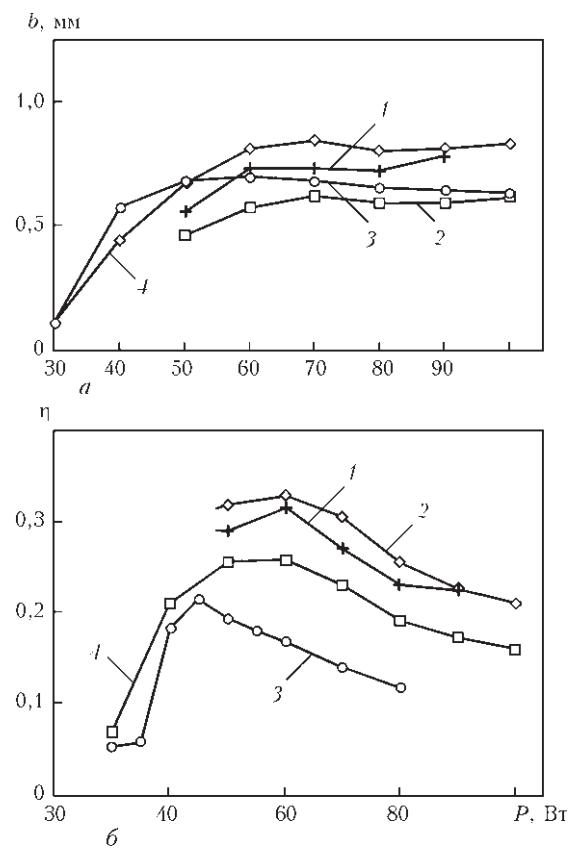


Рис. 3. Зависимость ширины шва b (а) и эффективного КПД η (б) от мощности лазерного пучка у образцов из стали 12Х18Н10Т $\delta = 0,15$ мм при $v_{\text{св}} = 1,5$ (1) и 2,0 (2) см/с и из стали 1.4541 $\delta = 0,15$ (3) и 0,20 мм (4) при $v_{\text{св}} = 0,8$ см/с



чески такой же, как и у образцов из стали 12Х18Н10Т толщиной $\delta = 0,15$ мм, с увеличением значений P рост ширины шва замедлялся, а при $P \geq 60$ Вт значение b оставалось практически постоянным (см. кривые 3 и 4 на рис. 3).

Прочностные характеристики сварных соединений. Соединения выполняли при использовании в качестве защитного газа аргона (снизу сварного соединения) и гелия (сверху). В таблице показаны результаты испытаний сварных соединений на разрыв. Сравнение этих результатов показало, что наиболее прочные и соответствующие техническим требованиям соединения получены при мощности лазерного пучка 50...65 Вт и скорости сварки от 1,0 до 1,8 см/с.

Прочностные характеристики сварных соединений при различных режимах сварки и защитных газах

№ образца	P , Вт	$v_{\text{св}}$, см/с	Усилие разрыва F , МН	Относительное удлинение δ , %	Защитный газ
1	65	1,82	65,8	25,0	Гелий
2	50	1,00	81,6	25,0	»
3	60	1,25	86,7	28,0	»
4	65	1,67	45,0	12,5	Аргон
5	50	1,00	57,3	16,3	»
6	60	1,25	60,0	22,0	»
Основной металл	—	—	63,6	32,4	—
Техническое требование	—	—	≥ 54	≥ 20	—

Металлографические исследования металла швов. Исследовали образцы ленты из стали 1.4541 (структуря основного металла аустенитная с выделениями карбонитридов). Образцы сваривали при мощности лазерного пучка $P = 40$, 50, 60 и 70 Вт и $v_{\text{св}} = 1$ см/с. Образцы травили электролитическим способом в 20%-м растворе хромовой кислоты. Твердость измеряли на микротвердомере M-400 фирмы «LECO» при нагрузке 0,98 Н. Содержание феррита определяли с помощью ферритометра «Ferritgehaltmesser 1,053» (Германия).

На основании металлографических исследований указанных образцов можно сделать следующие выводы:

при мощности лазерного пучка 40...70 Вт и скорости сварки 1 см/с линии сплавления расположены практически вертикально, наплыты и прописания отсутствуют (рис. 4);

на краю листовой зоны расположены столбчатые кристаллиты, а в центре — равноосные кристаллы;

твердость металла шва повышается незначительно (на 13...17 %) по сравнению основным

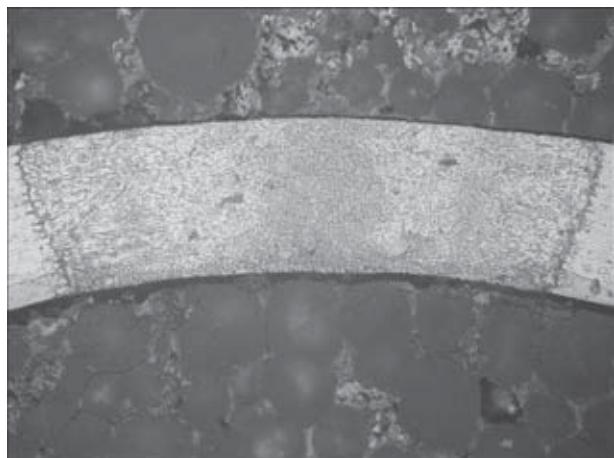


Рис. 4. Макрошлиф ($\times 200$) соединения листа стали 1.4541 $\delta = 0,20$ мм при $v_{\text{св}} = 0,8$ см/с и $P = 60$ Вт

металлом (твердость основного металла $HV 01 156\dots165$; в центральной части шва $HV 01 176\dots193$, в зоне термического влияния $HV 01 165\dots181$);

с увеличением мощности лазерного пучка содержание ферритной фазы повышается от 0 (в основном металле) до 0,15 об. % (в металле шва).

Обсуждение результатов. В качестве расчетной схемы нагрева металла принята модель движущегося линейного сосредоточенного источника в однородном приближении с гауссовым распределением интенсивности излучения, при котором температура в любой точке пластины одинакова или осредненная по толщине [9].

Сравнение практических результатов (см. рис. 2) с расчетными показало, что в определенном диапазоне значения скорости совпадают. При этом максимальная температура T_{\max} , которая достигается на расстоянии y_0 от оси шва, определяется выражением [9]

$$T_{\max} = \frac{0,484q}{v_{\text{св}} c \gamma y_0} \left(1 - \frac{\beta y_0^2}{2a} \right), \quad (2)$$

где q — тепловая мощность лазерного пучка; $c \gamma$ — объемная теплоемкость; β — коэффициент температуротдачи; a — коэффициент теплопроводности. При T_{\max} , равной температуре плавления исследуемой стали, $2y_0 \equiv b$. Поскольку сварка происходит на большой скорости, то можно принять, что поверхностная теплоотдача пренебрежимо мала ($\beta = 0$). Тогда зависимость ширины шва от скорости сварки описывается гиперболической зависимостью.

Аппроксимирующая функция (1) отличается от зависимости (2) свободным членом, однако его значение так мало, что им можно пренебречь. Хорошая согласованность зависимостей (1) и (2) на отдельных их участках шва свидетельствует о малых и стабильных потерях тепла за время пребывания этого участка при температуре плавления.



Эффективность процесса сварки принято характеризовать значением эффективного КПД η , которое обычно определяют способом калориметрирования, однако при сварке тонких пластин лазерным источником малой мощности такой способ измерения достоверных результатов не дает. Для качественной оценки эффективности процесса сварки можно взять расчетное значение η . Используем формулу (2) для расчета тепловой мощности, необходимой для проплавления листа на ширину, значения которой получены экспериментально. Отношение вычисленного значения тепловой мощности к мощности лазерного пучка дает нам значение коэффициента использования мощности лазерного пучка или эффективного КПД η .

При вычислении η пользовались следующими теплофизическими характеристиками нержавеющей стали: коэффициентом теплопроводности $\lambda = 0,25 \text{ Вт}/(\text{см}\cdot\text{К})$ (для высоколегированных сталей значение λ возрастает с повышением температуры примерно до 1100 К, выше которой значение коэффициента λ различных марок стали в austenитом состоянии близки друг к другу и не превышают $0,25 \dots 0,33 \text{ Вт}/(\text{см}\cdot\text{К})$ [8], из-за увеличения λ при низкой температуре взято его наименьшее значение из возможных); удельной теплоемкостью $c = 3,97 \text{ Дж}/(\text{м}^3\cdot\text{К})$ ($0,46 \text{ кДж}/(\text{кг}\cdot\text{К})$); коэффициентом температуропроводности $a = 0,063 \text{ см}^2/\text{с}$; температурой плавления $T_{\max} = 1673 \text{ К}$ [10]. Зависимость коэффициента эффективного КПД от скорости сварки и мощности лазерного пучка представлена соответственно на рис. 2, б и 3, б.

Согласно выражению (2) ширина шва прямо пропорциональна тепловой мощности линейного источника. Однако, как показывают экспериментальные данные, такая зависимость у сталей 12Х18Н10Т и 1.4541 имеет место лишь на начальном участке кривой (при малом значении мощности); с увеличением мощности ширина шва зависит от P незначительно. Для стали 1.4541 ширина шва при малой скорости сварки меньше той, которая следует из гиперболической зависимости (см. рис. 2, б). На этом рисунке показано, что на участках гиперболической зависимости ширины шва от скорости сварки значение расчетного эффективного КПД постоянно и равно $\eta = 0,33$ или близко к нему. Там же, где экспериментальные значения η отклоняются от гиперболической зависимости, $\eta < 0,33$, причем это значение тем меньше, чем больше отклонение.

Как видно из рис. 3, б, при наименьших значениях мощности ($P < 40 \text{ Вт}$) $\eta < 0,07$, а с повышением давления эффективный КПД растет до значений близких к 0,33, а затем понижается. Наименьшие значения η соответствуют неполному проплавлению листа. Полученную зависимость

$\eta = f(P)$ можно объяснить следующим. С увеличением мощности пучка поверхность металла расплавляется, при этом увеличивается коэффициент поглощения лазерного излучения, далее образуется кратер и парогазовый канал, вследствие чего увеличиваются поглощение излучения и эффективный КПД. Этот механизм действует до тех значений мощности пучка, при которых глубина парогазового канала сравняется с толщиной листа, а η не достигнет максимального значения. С дальнейшим увеличением мощности пучка в дне кратера образуется отверстие, через которое часть лазерного излучения проходит сквозь лист без передачи энергии кромкам металла. При этом эффективный КПД резко снижается. Поскольку диаметр горловины сфокусированного пучка в нашем случае составляет примерно 0,04 мм, то расчетный диаметр линейного источника и температура его боковой поверхности должны зависеть от мощности незначительно [11]. Возрастание мощности лазерного излучения приводит к увеличению диаметра образовавшегося внутри линейного источника отверстия, а соответственно и энергетических потерь. При этом ширина шва во много раз превосходит диаметр линейного источника и практически не изменяется.

Согласно полученным оценкам эффективности процесса сварки можно сделать вывод, что выбор технологических параметров сварки можно осуществить по максимальному значению эффективного КПД.

Исходя из рассмотренного выше сформулируем методику определения оптимальных технологических параметров лазерной сварки тонколистовых нержавеющих заготовок: следует задать необходимую с технологической точки зрения ширину шва; определить экспериментальным путем зависимость ширины сварного шва от скорости сварки $b(v_{\text{св}})$ при $P = \text{const}$; вычислить максимальное значение скорости сварки $v_{\text{св max}}$, при котором обеспечивается прямоугольная геометрия шва; определить экспериментально зависимость $b(P)$ при $v_{\text{св}} = v_{\text{св max}}$; найти точку перегиба, в которой значение ширины шва b остается неизменным при дальнейшем увеличении мощности лазерного излучения P . Полученные значения скорости сварки являются оптимальными с точки зрения максимальной эффективности процесса сварки.

Данная методика была применена при разработке технологии лазерной сварки мелких серий прямошовных тонкостенных сварных труб различного диаметра из нержавеющих сталей, предназначенных для изготовления сильфонов. Спроектированные трехкоординатные комплексы лазерной сварки типа «АРМА-100М» (рис. 5) внедрены на ЗАО «КЦКБА» (г. Киев) и ООО НИИЦ «АРМАТОМ» (г. Киев). Применение разработанной методики совместно с оригинальной техно-



Рис. 5. Внешний вид трехкоординатного комплекса типа «АРМА-100М» для лазерной сварки



Рис. 6. Образцы многослойных сильфонов, изготовленных с применением лазерной сварки трубных заготовок из стали 1.4541 $\delta = 0,15$ мм

логической оснасткой позволило достичь производительности одного такого комплекса до 5000 шт. в месяц трубных заготовок для изготовления сильфонов. Сильфоны (рис. 6) сертифицированы в системе сертификации ОИТ на соответствие требованиям российских норм и правил, а также других нормативных документов, устанавливающих требования по обеспечению безопасности в области использования атомной энергии РФ.

Изготовленная продукция используется в различной запорной арматуре, работающей в трубопроводах повышенного давления, при постоянной высокочастотной вибрации и

Peculiarities of laser welding of the 0.15 and 0.20 mm thick austenitic stainless steel sheets were studied. It is shown that at a certain power of the laser beam the experimentally measured width of the weld can be satisfactorily described by the model of a linearly moving source in a homogeneous approximation. Increase in power of the laser beam results in formation of a hole on the surface being welded, through which part of the beam power goes away, thus leading to violation of correlations with this model. Based on the peculiarities revealed, a procedure is proposed for determination of optimal welding parameters to provide the maximal efficiency of the process.

в запорных узлах, требующих точной установки положения запорного органа.

Выводы

1. Экспериментально установлено, что качественные сварные соединения, удовлетворяющие соответствующим техническим требованиям, достигаются при мощности лазерного пучка 50...65 Вт, скорости сварки около 1 см/с и использовании в качестве защитного газа гелия (сверху) и аргона (снизу).

3. Разработана методика определения оптимальных технологических параметров для достижения максимальной эффективности сварочного процесса в условиях производства.

1. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / Под ред. акад. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 768 с.
2. <http://www.thefabricator.com/article/tubepipeproduction/laser-welding-of-stainless-pressure-tubes>.
3. <http://www.medicaldevice-network.com/features/feature81029/>.
4. On the welding of austenitic/ferritic stainless steels by an high power diode laser / G. Daurelio, F. Memola Capice Minutolo, F. Curcio, F. Caiazzo // Proc. 12th Intern. sci. conf. «Achievements in Mechanical&materials engineering», 7–10 Dec., 2003, Clivice, 2003. — P. 187–190.
5. Nobuyuki A. Micro welding of thin stainless steel foil with a direct diode laser / A. Nobuyuki, F. Yoshinori, I. Takashi, T. Masahiro // Transactions of JWRI. — 2005. — № 1. — P. 19–23.
6. Стасовский Ю. Н. Научные основы ресурсосберегающих технологий производства прецизионных труб малых размеров применительно к условиям мини-производств с использованием тонкостенной сварной заготовки // Сучасні пробл. металургії. — 2008. — № 11. — С. 377–384.
7. YLR-100-AC. Ytterbium fiber laser // IPG Laser CmbH. — 2009.
8. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки: Учеб. пособие для вузов / Под ред. А. Г. Григорьянца. — М.: Издво МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. — 664 с.
9. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке. — М.: Машгиз, 1951. — 296 с.
10. Таблицы физических величин: Справ. / В. Г. Аверин, Б. А. Аронзон, Н. С. Бабаев, Н. А. Бабушкина / Под ред. акад. И. К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1008 с.
11. Веденов А. А., Гладуш Г. Г. Физические процессы при лазерной обработке материалов. — М.: Энергоатомиздат, 1985. — 208 с.

Поступила в редакцию 14.05.2010,
в окончательном варианте 24.01.2011



МЕТОДИКА ОЦЕНКИ СВАРОЧНЫХ СВОЙСТВ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ ДЛЯ ДУГОВОЙ СВАРКИ

Н. В. ШЕВЧЕНКО, магистр, И. О. СКАЧКОВ, канд. техн. наук (НТУУ «Киевский политехнический институт»),
В. Е. ПОНОМАРЕВ, канд. техн. наук (Федеральный ун-т, г. Уберландия, Бразилия)

Разработана методика контроля сварочных свойств источников питания в процессе сварки по их электрическим параметрам с помощью алгоритмов нечеткой логики. Предложены критерии оценки каждого показателя и алгоритм получения обобщенной оценки.

Ключевые слова: дуговая сварка, источники питания, сварочные свойства, методика оценки, алгоритмы нечеткой логики

При производстве и в процессе эксплуатации сварочных источников питания существует необходимость в контроле их сварочных свойств. На сегодня источники питания должны отвечать требованиям ДСТУ 60974-1 [1], в котором не указана методика контроля сварочных свойств. Многие предприятия по-прежнему пользуются рекомендациями ГОСТ 25616-83 [2], основанными на непрямой оценке экспертным методом источников питания для ручной дуговой сварки и сварки в углекислом газе. Для этого в соответствии с требованиями стандарта привлекают двух сварщиков высокой квалификации.

Согласно данному стандарту для источников питания ручной дуговой сварки применяют дифференцированный метод контроля, оценивают следующие показатели сварочных свойств: начальное зажигание дуги, стабильность процесса сварки, разбрызгивание металла, качество формирования шва, эластичность дуги.

Показатель сварочных свойств источников питания для сварки в углекислом газе оценивают по надежности установления процесса сварки, потере металла, качеству формирования шва.

Существуют методики принятия объективных решений на основе простых расчетов по обобщенному показателю, которые учитывают вклад каждого показателя [3–5]. Недостаток их обусловлен влиянием субъективного человеческого фактора.

Возможно определение параметров всех указанных показателей по результатам учета энергетических параметров процесса сварки, а именно сварочных тока и напряжения, без участия человека. Одним из вариантов решения про-

блем влияния человеческого фактора на результат оценки является применение систем искусственного интеллекта — алгоритмов нечеткой логики (Fuzzy Logic).

Оценка каждого показателя качества заключается в отнесении его к одному из множеств: «удовлетворяет требованиям» или «не удовлетворяет требованиям». Система нечеткой логики позволяет не только оценить к какому множеству относится значение показателя качества, но и степень его принадлежности этому множеству. Для этого используют функцию принадлежности $\mu_A: X \rightarrow [0,1]$, которая каждому элементу x ставит в соответствие число $\mu_A(x)$ из интервала $[0,1]$, где 0, 1 — соответственно низшая и высшая степень принадлежности элемента к подмножеству.

В общем случае механизм логического вывода (рис. 1) включает четыре этапа [6]:

— введение нечеткости (фазификация). Функции принадлежности, определенные на входных переменных, применяются к их фактическим значениям для нахождения степени истинности предпосылки каждого правила;

— логический вывод. Полученное значение истинности для предпосылок каждого правила применяется к заключениям каждого правила;

— композиция. Нечеткие подмножества, назначенные для каждой переменной вывода (или одной переменной), объединяются вместе для формирования одного нечеткого подмножества;

— приведение к четкости (дефазификация). Этот прием используется, когда необходимо перейти от нечеткого вывода к четкому выходному значению.



Рис.1. Система нечеткого логического вывода

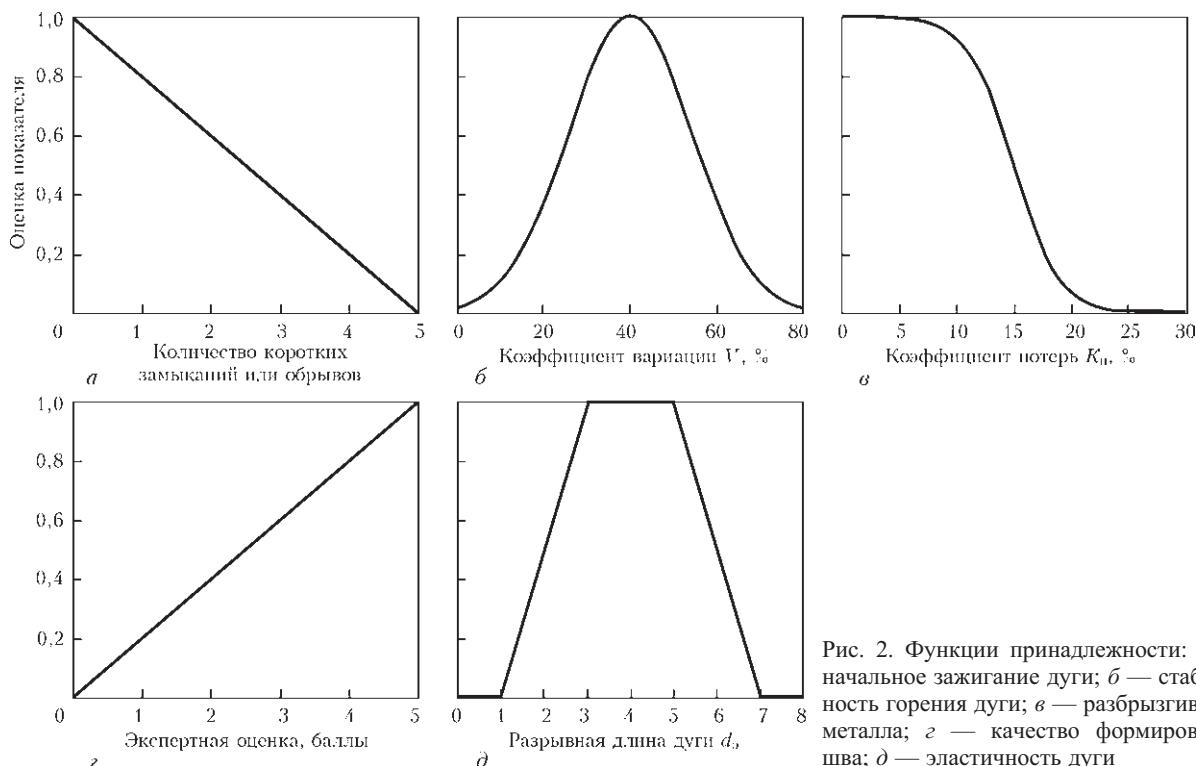


Рис. 2. Функции принадлежности: а — начальное зажигание дуги; б — стабильность горения дуги; в — разбрзгивание металла; г — качество формирования шва; д — эластичность дуги

Начальное зажигание дуги и надежность установления процесса сварки MMA и МАГ оценивали по количеству длительных коротких замыканий или обрывов дуги до установления стабильного режима. Начальное зажигание считают неудовлетворительным, если количество коротких замыканий или обрывов дуги превышает 5. Исходя из этого принимаем линейную функцию принадлежности (рис. 2, а), в которой отсутствию коротких замыканий или обрывов дуги соответствует максимальная оценка, а пяти — минимальная. Такая функция описывается следующим уравнением:

$$\text{trim } f(x) = \max\left(\frac{5-x}{5}; 0\right),$$

где x — количество продолжительных коротких замыканий или обрывов дуги.

Аналогично оценивали количество обрывов дуги в процессе сварки.

Стабильность процесса MMA сварки принято оценивать по вибрации и шуму дуги. Они в свою очередь порождаются колебаниями электрических параметров. Таким образом, шум и вибрацию дуги можно оценить по отклонениям электрических параметров дуги, а именно току и напряжению. Отклонение параметров характеризуется их коэффициентом вариации (отношением стандартного отклонения к математическому ожиданию). При ручной дуговой сварке источник питания имеет падающую внешнюю характеристику. В этом случае стабильность горения дуги целесообразно оценивать по коэффициенту вариации

напряжения на дуге. Значение коэффициента вариации при стабильном процессе сварки определяли опытным путем. Проводили сварку образцов из низкоуглеродистой стали при разных параметрах источника питания электродами АНО-21 и УОНИ-13/45. Стабильность горения оценивали экспертной оценкой сварщика. Получили зависимость коэффициента вариации напряжения от сварочного тока для ручной дуговой сварки при стабильном горении дуги. Отклонение от этого значения в меньшую или большую сторону означает ухудшение стабильности горения дуги. В таком случае можно выбрать треугольную или гауссову функцию принадлежности. Для треугольной функции оценка адекватна только при существенных отклонениях входной величины (коэффициента вариации сварочного напряжения) от оптимального значения. В случае небольших отклонений (до 10 %) оценка, полученная с помощью треугольной функции, окажется заниженной, что приведет к снижению точности работы системы в целом. Поэтому выбираем гауссову функцию принадлежности, значение которой равно 1 при оптимальном значении входной величины x для заданного режима (рис. 2, б). Уравнение такой функции принадлежности для ручной дуговой сварки на токе 100 А имеет вид

$$\text{gaussm } f(x) = \exp\left(-\left(\frac{x-40}{20}\right)^2\right),$$

где x — коэффициент вариации напряжения на дуге.

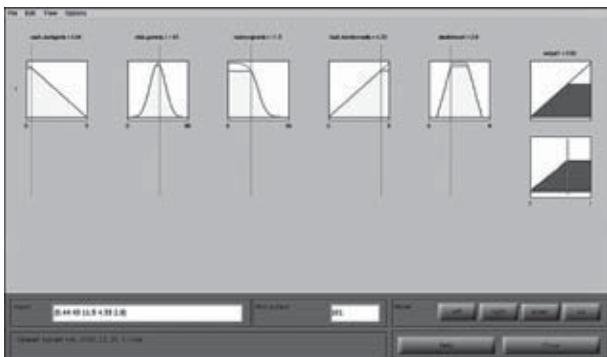


Рис. 3. Окно Fuzzy Logic toolbox с результатами работы системы оценки сварочных свойств

Потери металла оценивали по коэффициенту потерь на угар и разбрзгивание K_{π} , который определяется по формуле

$$K_{\pi} = \left(1 - \frac{M_h}{M_p}\right) 100 \%,$$

где M_h , M_p — соответственно масса наплавленного и расплавленного электродного металла.

При ручной дуговой сварке приемлемым считается коэффициент разбрзгивания до 15 % [7]. Для данного показателя качества строим сигмоидальную функцию принадлежности (рис. 2, в). Входной величине x , равной 15 %, соответствует оценка 0,5. Уравнение такой функции принадлежности имеет вид

$$\text{sigm } f(x) = \frac{1}{1 + \exp(0.5(x - 15))}.$$

Качество формирования шва определяли по внешнему виду валика и соотношению его высоты к ширине, равному среднеарифметическому трех замеров, выполненных в начальной, конечной и средней его части. Оценка выставляется экспертом в баллах от 0 до 5, функция принадлежности линейная (рис. 2, г). Уравнение, описывающее данную функцию, имеет следующий вид:

$$\text{trim } f(x) = \max\left(\frac{x}{5}, 0\right),$$

где x — оценка внешнего вида шва в баллах.

Эластичность дуги оценивали по ее разрывной длине. Минимальной удовлетворительной длиной дуги считается длина, равная двум диаметрам электрода. Хорошим результатом считается длина, превышающая три диаметра электрода [2]. Однако слишком высокая эластичность дуги препятствует нормальному проведению сварки в вертикальном и потолочном положении, поэтому целесообразно установить верхнюю границу нормальной разрывной длины дуги на уровне пяти диаметров электрода (для источников питания общего назначения, если не выдвигается особых требований к эластичности дуги) [8]. Функция при-

надлежности трапецеидальная (рис. 2, д) и описывается уравнением

$$\text{trap } f(x) = \max\left(\min\left(\frac{x-1}{2}, 1; \frac{x-7}{-2}\right); 0\right).$$

В целом набор функций принадлежности определяется требованиями потребителя к сварочным свойствам источников питания и условиями их эксплуатации.

Функционирование системы осуществляется по алгоритму Мамдани [6]. Весовые коэффициенты каждого входа задаются в зависимости от требований к источнику питания. Например, для ручной дуговой сварки в вертикальном или потолочном положении более весомым являются показатели начального зажигания и эластичности дуги. При этом весовые коэффициенты данных входов выше, чем у остальных. Для сварки лицевых поверхностей или поверхностей с антикоррозионным покрытием выше весовой коэффициент для показателя «разбрзгивание металла» и т. д. Если не предъявляется таких дополнительных требований, то весовые коэффициенты всех входов выбираем равными 1.

Для каждого входа системы определяются уровни «отсечения» на основании базы правил:

$$\begin{aligned} &\text{«ЕСЛИ» (Вход}_1 - \Phi\Pi_1\text{) и (Вход}_2 - \Phi\Pi_2\text{) и} \\ &\dots (\text{Вход}_n - \Phi\Pi_n) \text{ «ТО» (Выход} - \Phi\Pi_{\text{вых}}\text{),} \end{aligned}$$

где $\Phi\Pi_1, \dots, \Phi\Pi_n$ — функции принадлежности входов системы; $\Phi\Pi_{\text{вых}}$ — функция принадлежности выхода системы.

Далее находятся усеченные функции принадлежности. С использованием операции prod проводится объединение найденных усеченных функций, что приводит к получению итогового нечеткого подмножества для переменной выхода. Заключительным этапом является определение четкого значения выходной переменной по методу первого максимума. Функцию принадлежности для выхода приняли линейной; 0 — когда произведение оценок всех входов равно 0; 1 — когда произведение равно 1. Обобщенная оценка всех сварочных свойств определяется как

$$\gamma = \prod_{n=1}^N x_n^{\varepsilon_n},$$

где N — количество показателей сварочных свойств; ε_n — весомость n -го показателя; x_n — значение оценки каждого показателя.

В результате получили обобщенную оценку сварочных свойств источника питания, которая находится в интервале [0, 1] (рис. 3). Оценка нелинейная. Анализ показал, что традиционной оценке «отлично» соответствует значение обобщенной оценки в интервале 0,51...1, «хорошо» — 0,28...0,5, «удовлетворительно» — 0,17...0,27,



Таблица 1. Результаты оценки сварочных свойств источника питания «Fronius TPS 5000» автоматизированной системой

Параметр	Среднее значение параметра	Оценка автоматизированной системой
Начальное зажигание дуги (количество коротких замыканий)	0,44	0,912
Стабильность процесса сварки (коэффициент вариации напряжения)	0,43	0,977
Разбрзгивание металла, %	11,5	0,852
Качество формирования шва (экспертная оценка)	4,33	0,866
Эластичность дуги (диаметров электрода)	2,90	0,950
Обобщенная оценка	0,62 (отлично)	

Таблица 2. Сравнение результатов оценки сварочных свойств (средние значения показателей по результатам наплавки нескольких валиков)

Параметр	Оценка автоматизированной системой	Средняя оценка сварщика 1	Средняя оценка сварщика 2
Начальное зажигание дуги	4,6	4,5	5,0
Стабильность процесса сварки	4,9	4,0	4,0
Разбрзгивание металла	4,3	4,4	4,7
Качество формирования шва	4,3	4,1	4,0
Эластичность дуги	4,8	4,7	4,6

«неудовлетворительно» — 0...0,26. Построение системы оценки сварочных свойств проводили в среде MatLab.

Проверку работы системы проводили путем сравнения результатов оценки инверторного источника питания «Fronius TPS 5000» двумя методами: в соответствии со стандартом ГОСТ 25616–83 с привлечением двух сварщиков высокой квалификации и с использованием разработанной автоматизированной системы. Оценку проводили для условий ручной дуговой сварки. Для регистрации сварочных тока и напряжения применяли цифровую систему сбора и регистрации данных, состоящую из датчиков тока и напряжения на основе эффекта Холла, аналогово-цифрового преобразо-

вателя и персонального компьютера. Записи и анализ осцилограмм проводили с использованием программы PowerGraph.

В результате получили оценку каждого сварочного свойства и обобщенную оценку автоматизированной системой (табл. 1). Для сравнения результатов автоматизированной системы с результатами оценки сварщиками полученные данные перевели в шкалу, регламентированную ГОСТ 25616–83 (табл. 2). Для перевода результат умножали на 5. Оценку сварочных свойств проводили согласно программе испытаний, приведенной в стандарте.

Выводы

1. Задача определения взвешенных многокритериальных оценок показателей качества источников питания может быть решена применением автоматизированных систем на основе алгоритмов нечеткой логики.

2. Использование нечеткой логики и компьютерных систем сбора и обработки данных дает возможность создания гибких систем для оценки сварочных свойств источников питания для дуговой сварки в автоматизированном режиме. Это позволяет свести к минимуму влияние человеческого фактора на оценку сварочных свойств.

1. ДСТУ 60974-1–2003. Обладання для дугового зварювання. — Ч.1. Джерела живлення для зварювання. — Чинний з 01.07.2004.
2. ГОСТ 25616–83. Источники питания для дуговой сварки. Методы испытаний сварочных свойств. — Введ. 28.01.83.
3. Троицкий В. А. Элементы дефектологии // Неразрушающие методы контроля сварочных соединений. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1981. — 186 с.
4. Методика комплексной оценки сварочно-технологических свойств источников питания / И. К. Походня, В. Е. Пономарев, И. И. Заруба, А. М. Жерносеков // Новые сварочные источники питания. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 1992. — 144 с.
5. Троицкий В. А. Количественная оценка уровня качества сварочных процессов и оборудования // Автомат. сварка. — 1983. — № 4. — С. 62–66.
6. Кричевский М. Л. Интеллектуальный анализ данных в менеджменте: Уч. пособие. — С.-Пб: СПбГУАП, 2005. — 208 с.
7. Жизняков С. Н., Сидлин З. А. Ручная дуговая сварка. Материалы. Оборудование. Технология. — Киев: Екотехнологія, 2006. — 368 с.
8. Scotti A., Ponomarev V. Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho. — SanPaulo: Artliber Editora, 2008. — 284 p.

Method for in-process monitoring of welding properties of power supplies by their electric parameters was developed. The method is based on estimation of indicators of welding properties by using fuzzy logic algorithms. Criteria for estimation of each indicator and an algorithm for obtaining a generalised estimate are proposed.

Поступила в редакцию 25.09.2009



МОДЕРНИЗАЦИЯ ЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ СХЕМЫ АППАРАТА А-1150 ДЛЯ СВАРКИ ВЕРТИКАЛЬНЫХ ШВОВ

В. И. СТЕПАХНО, д-р физ.-мат. наук, Л. Н. КОПЫЛОВ, Г. С. ЗЕЛЕНЧЕНOK, инженеры
(ЗАО «ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона»)

Модернизированный аппарат А-1150У, созданный в 1960-х годах, в настоящее время затребован в судо-, мосто-, резервуаростроении. На ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона разработана новая схема управления, базирующаяся на современных комплектующих и блоках управления. Новая схема существенно улучшает технические и эксплуатационные характеристики аппарата и упрощает реализацию процесса сварки с принудительным формированием металла шва. Аппарату с новой электрической схемой присвоен индекс «К» (А-1150К).

Ключевые слова: аппарат А-1150К, способ сварки с принудительным формированием, металл шва, новая электрическая схема, малогабаритная пульт-ручка, электронная схема управления с обратными связями

Для сварки вертикальных и наклонных швов вот уже более 40 лет в промышленности стран СНГ и дальнего зарубежья применяется аппарат А-1150. За этот период по заявкам потребителей ОЗСО ИЭС им. Е. О. Патона было выпущено более 150 комплектов оборудования, что свидетельствует о высоком качестве разработки и востребованности производством.

Идея создания самоходного аппарата для автоматической сварки вертикальных стыковых швов, который мог бы перемещаться непосредственно по стыку без каких-либо направляющих устройств типа рейки, была выдвинута академиком Б. Е. Патоном. Такое оборудование было необходимо в судо-, мосто-, резервуаростроении. В этих отраслях промышленности в больших объемах требуется выполнять сварку длинномерных стыковых вертикальных и наклонных швов. Для выполнения этих работ требовалось большое количество высококвалифицированных ручников-сварщиков. Единственным способом решения этой важной народно-хозяйственной задачи была замена ручной сварки автоматической.

Работы по технологии сварки и конструкция аппарата были выполнены в ОКТБ ИЭС им. Е. О. Патона. Аппарат А-1150 обеспечивал реализацию высокопроизводительного процесса сварки порошковой проволокой с принудительным формированием металла шва с помощью двух медных формирующих водоохлаждаемых ползунов, которые располагаются с лицевой и обратной стороны шва. Применение указанного способа сварки давало возможность существенно увеличить производительность сварки вертикальных и наклонных швов по сравнению с ручной сваркой. Так, если при ручной дуговой сварке металла толщиной 20 мм (сталь 09Г2С) электродами марки УОНИ-

13/55 (диаметр 4 мм, ток сварки 140...150 А) скорость сварки составляла 0,4...0,5 м/ч, то процесс сварки с принудительным формированием порошковой проволокой марки ПП-АН5 позволял выполнять сварку на токах 400...420 А, при этом достигалась скорость сварки 4,8...5,2 м/ч [1]. Главное преимущество предлагаемого процесса заключалось в том, что качественная сварка ответственных сварочных швов могла выполняться сварщиками невысокой квалификации после непродолжительного практического обучения.

Первые образцы аппарата А-1150 были внедрены на Херсонском судостроительном заводе. После получения положительных практических результатов и одобрения техпроцесса Регистром СССР технология и оборудование нашли широкое применение на судостроительных заводах [2], а также в резервуаро- и мостостроении.

Конструкция аппарата постоянно совершенствовалась. В основном модернизировалась механическая часть аппарата, которая в настоящее время удовлетворяет пользователей этого оборудования в отличие от электрической части. Как правило, изменения в электрическую часть вносили при замене в аппарате источника сварочного тока. Так, в первом варианте аппарата А-1150 питание сварочной дуги и электрической схемы осуществлялось от электромашинного сварочного преобразователя типа ПСГ-500. Следующий вариант электрической схемы аппарата (А-1150У) разработали после того, как промышленность освоила выпуск сварочных выпрямителей типа ВДУ-504, (505, 506). В этом варианте питание схемы управления аппаратом было отключено от сварочного источника и получило независимое питание от сети 380 В. Такое изменение заметно улучшило качество управления процессом сварки. Однако, несмотря на внесенные изменения, электрическая часть аппарата А-1150У не соответствует требованиям сегодняшнего дня. В частности, электрическая схема базируется на устаревших комплектующих элементах, отсутствуют элек-

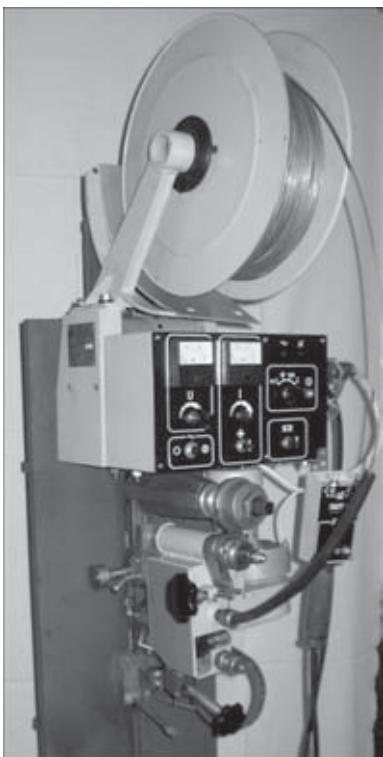


Рис.1. Внешний вид аппарата А-1150К

ронные схемы управления двигателями приводов перемещения аппарата и подачи электродной проволоки. Изменение скорости вращения двигателей осуществляется с помощью простой схемы без каких-либо обратных связей. При такой системе управления теряется большая часть мощности двигателей, особенно при работе двигателей на малых оборотах. Кроме того, отсутствует возможность визуального контроля за скоростью сварки и скоростью подачи электрода при подготовке аппарата к работе и в процессе сварки. Определенное неудобство управления аппаратом связано со спецификой выполнения процесса сварки с принудительным формированием: процесс требует постоянного визуального контроля за положением сварочной ванны относительно верхнего края формирующего ползуна. Эта задача решается путем подбора скорости перемещения аппарата с помощью резистора, который традиционно располагается на пульте управления. Естественно, при поиске резистора сварщик вынужден кратковременно оставлять без внимания зону сварки, что может способствовать появлению дефектов в шве.

Принимая во внимание существующую в настоящее время потребность в аппаратах типа А-1150, было принято решение разработать новую схему на современных комплектующих с использованием узлов, хорошо зарекомендовавших себя в оборудовании, серийно выпускаемом заводом. Такая работа была выполнена при изготовлении двух аппаратов А-1150 для Мостоотряда № 12 ПАТ «Мостобуд» (г. Днепропетровск). Вариант



Рис. 2. Лицевая панель пульта управления аппарата А-1150К
аппарата А-1150 с новой электрической схемой имеет индекс «К» (А-1150К) (рис. 1).

Новая электрическая схема разработана специалистами завода в соответствии с техническим заданием, которое составлено с учетом отмеченных недостатков. В состав структурной схемы аппарата входят блок питания, пульт управления, малогабаритная пульт-ручка, приводные механизмы, проводы управления. Электрическая схема имеет независимое питание от внешней цепи 380 В, 50 Гц. Цепи управления питаются от постоянного напряжения 29 В, которое формируется в блоке питания.

На лицевой панели пульта управления (рис. 2) расположены элементы управления процессом сварки: тумблер и световой индикатор «СХЕМА ВКЛЮЧЕНА»; амперметр для контроля тока сварки; вольтметр для визуального контроля напряжения на дуге U_d , скорости подачи электродной проволоки v_e , скорости сварочной тележки v_t ; кнопка контроля наличия защитного газа; переключатель для задания контролируемого параметра; два переключателя для задания направления



Рис. 3. Малогабаритная пульт-ручка аппарата А-1150К



подачи электрода и перемещения тележки; световой индикатор «СВАРКА ВКЛЮЧЕНА».

Визуальный контроль параметров режима сварки при наладке выполняется по показаниям вольтметра, который измеряет напряжение сварочного источника или напряжения на якорях двигателей механизмов подачи электрода и перемещения тележки при установке переключателя параметров режима на контролируемый параметр и нажатии кнопки для включения показания. Контролировать параметры режима сварки можно как при наладке, так и сварке.

Для удобства управления процессом при сварке аппарат снабжен малогабаритной пульт-ручкой (рис. 3), на которой расположены тумблер включения и выключения процесса сварки, кнопки «СТОП» подачи электрода и «СТОП» тележки, кнопка включения маршевой скорости сварочной тележки, а также резистор регулировки скорости тележки.

Компоновка новой электрической схемы выполнена таким образом, что элементы управления, с помощью которых выполняется настройка аппарата на сварку, располагаются на пульте управления и пульт-ручке, а все элементы, которые используются при выполнении процесса сварки с принудительным формированием металла шва, расположены только на пульт-ручке. В процессе сварки пульт-ручка находится в руке оператора, при этом ее конструкция обеспечивает возможность выполнения всех необходимых операций пальцами той же руки, в которой она удерживается. С пульт-ручки можно выполнять следующие операции: останавливать ходовую тележку аппарата, включать маршевую скорость перемещения тележки, выполнять плавную регулировку скорости сварки, останавливать подачу электродной проволоки, включать и выключать процесс сварки (включать сварочный источник, подачу электрода и защитный газ). Все эти операции выполняются с пульт-ручки без обращения к пульту управления. Таким образом, появилась возможность управления процессом сварки, не теряя сварочной ванны из поля зрения, что практически исключено при работе на старом варианте оборудования.

Основные технические характеристики аппаратов А-1150У и А-1150К

Параметр	А-1150У	А-1150К
Напряжение питающей сети, В (50 Гц)	380	380
Напряжение питания схемы управления, В	29	29
Сварочный ток при ПВ 100%, А	500	500
Толщина свариваемого металла, мм	8...30	8...30
Плавная регулировка скорости подачи электрода, м/мин	3,0...3,7	2,0...5,4
Плавная регулировка скорости сварки, м/мин	0,03...0,20	0,03...0,25
Диаметр электродной проволоки, мм	2,5; 3,0; 3,5	2,5; 3,0; 3,5
Тяговое усилие механизма перемещения, кг, не менее	120	140
Тяговое усилие механизма подачи электрода, кг, не менее	30	38
Масса аппарата (без кассеты с электродной проволокой), кг, не менее	32	32

В аппарате в качестве приводов для механизмов подачи электрода и перемещения аппарата применены электромеханизмы с двигателями постоянного тока мощностью 130 Вт с постоянными магнитами в системе возбуждения (в аппарате А-1150У применялись электромеханизмы с двигателями мощностью 90 Вт). Для управления двигателями в новой схеме применены блоки питания с обратными связями, обеспечивающие минимальные потери мощности при работе двигателей на малых оборотах и стабилизацию оборотов при несанкционированных изменениях нагрузки.

Испытания аппаратов А-1150К показали, что принятые конструктивные решения улучшили эксплуатационные характеристики и упростили практическую реализацию процесса сварки с принудительным формированием металла шва. Модернизированный аппарат А-1150К обеспечивает высокое качество сварных соединений и рекомендуется для применения в различных отраслях промышленности.

1. Дуговая сварка вертикальных швов с принудительным формированием / И. К. Походня, В. Я. Дубовецкий, В. Н. Шлепаков и др. // Автомат. сварка. — 1966. — № 11. — С. 67–70.
2. Воинов С. В. Автоматическая вертикальная сварка. — Л.: Судостроение, 1982. — 8 с.

Machine A-1150U built in the 1960s is still in demand in its upgraded form in ship building, bridge and storage tank construction. The Pilot Plant for Welding Equipment of the E.O.Paton Electric Welding Institute developed a new control circuit based on modern components and control units. The new circuit provides substantial improvement of technical and service characteristics of the device, and simplifies implementation of the welding process with forced weld formation. The device with the new electric circuit diagram is additionally designated by index «K» (A-1150K).

Поступила в редакцию 28.12.2010



УДК 621.791.009(100)

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ «ЭФФЕКТИВНОСТЬ РЕАЛИЗАЦИИ НАУЧНОГО, РЕСУРСНОГО И ПРОМЫШЛЕННОГО ПОТЕНЦИАЛА В СОВРЕМЕННЫХ УСЛОВИЯХ»

10–14 февраля 2011г. в пос. Плавья Львовской обл. состоялась 11-я Международная промышленная конференция и блиц-выставка «Эффективность реализации научного, ресурсного и промышленного потенциала в современных условиях».

Организатор конференции — Украинский информационный центр «Наука. Техника. Технология». Информационными партнерами конференции выступили журналы «Оборудование и инструмент для профессионалов», «Ремонт, восстановление, модернизация», «Сварщик», «Мир техники и технологий», «Техническая диагностика и неразрушающий контроль», «Инструментальный світ».

В работе конференции приняли участие около 40 ученых, преподавателей, аспирантов, инженеров, специалистов НИИ, предприятий и организаций из России, Беларуси и различных городов Украины — Киева, Днепропетровска, Львова, Харькова, Мариуполя, Черкасс, Кировограда, Николаева, Одессы, Ровно, Симферополя, Бердянска.

Конференция включала работу четырех секций: «Оборудование. Инструменты. Оснастка. Покрытия. Перспективные металлические и неметаллические материалы. Технологии. Наноматериалы и нанотехнологии», «Перспективы развития автодорожной отрасли. Строительные материалы», «Теоретические и прикладные проблемы трибологии. Защита материалов от коррозии», «Горнодобывающая промышленность: Технология, оборудование, безопасность и экология».

По ряду докладов состоялись оживленные дискуссии, что свидетельствует о значительном интересе участников конференции к научным и практическим результатам по некоторым научным направлениям. Одним из таких направлений явилось развитие нанотехнологий и наноматериалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками. В разработке данного направления, как следовало из докладов, принимали активное участие Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ГОУ ВПО «Ижевский государственный технический университет», Россия, ГНУ «Объединенный институт энергетических и ядерных исследований — Сосны» НАН Беларуси и другие организации.

Интересными были доклады, посвященные современным материалам, покрытиям и технологиям соединения материалов, включая и сварочные технологии. Заинтересованность участников конфе-



ренции вызвали доклады «Новые композиционные материалы на базе регенерированного полимерного сырья» (ОАО «Белкард», Беларусь), «Многофункциональные защитные покрытия на основе эластомеров низкотемпературного отверждения» (ООО «ИнтерГерметик-Универсал», г. Запорожье), «Технологии безразборного восстановления» (ГОУ ВПО «Ижевский государственный технический университет», Россия), «Технологические аспекты получения сплавов с памятью формы системы Ti–Ni методом электроуправляемой электрошлаковой плавки», «Контактная стыковая сварка бурильных труб» (ИЭС им. Е. О. Патона).

На секции «Теоретические и прикладные проблемы трибологии. Защита материалов от коррозии» среди наиболее интересных можно отметить доклады «Влияние циклического нагружения на триботехнические характеристики стали» (Президиум НАН Украины, Киев), «Проблемы и реагенты для защиты от биокоррозии нефтепромышленных трубопроводов и скважинного оборудования» (ООО «НППХимпром-Сервис», г. Ростов-на-Дону, Россия).

Заинтересованность и оживленное обсуждение у специалистов различных направлений вызвали доклады, представленные на секции «Горнодобывающая промышленность: Технология, оборудование, безопасность и экология», в частности, «Плазменное рафинирование кремния» и «Отходы через энергию в товарный продукт» (Институт газа НАН Украины), «Досвід і перспективи поводження з відходами вуглевидобутку та вуглезбагачення» (ГП «УкрНИИпроект», г. Киев).



В соответствии с программой конференции наряду с секционными докладами были представлены и стендовые. Интерес многих специалистов вызывала мини-выставка «Приборы неразрушающего контроля и средства обеспечения надежности и безопасности в отраслях промышленности и в транспорте» (научный руководитель — А. Ю. Духовский, директор НПП «ИНТРОН-СЭТ», г. Донецк).

Большинство заслушанных на конференции докладов и представленных стендовых докладов свидетельствовало о высоком научно-техническом уровне экспериментальных работ.

После завершения пленарных заседаний участники конференции, увлекающиеся горнолыжным спортом, могли совершить захватывающие спуски

с горы Плай одноименного туристического комплекса, в котором проходила конференция. Один из новейших комплексов украинских Карпат включает всю необходимую инфраструктуру для проведения научных форумов, в том числе конференц-зал VIP-уровня. Культурная программа конференции включала посещение на территории комплекса интереснейшего этнографического музея, современной деревянной церкви.

Подводя итоги, участники конференции отметили ее актуальность и полезность для дальнейшего развития техники, технологий, материалов, покрытий в соответствии с направлениями, которые были представлены на конференции.

И. В. Зяхор, канд. техн. наук

А. И. АКУЛОВУ — 85



В марте исполнилось 85 лет Александру Ивановичу Акулову — известному ученому, специалисту в области технологии и оборудования сварочного производства, доктору технических наук, профессору, лауреату Ленинской премии, заслуженному деятелю науки и техники РСФСР, заслуженному

изобретателю СССР, почетному работнику высшего профессионального образования РФ.

А. И. Акулов родился 19 марта 1926 г. в селе Хрущево Ленинского района Тульской области. Окончил механико-технологический факультет МВТУ им. Н. Э. Баумана (1949), где затем многие годы занимался научной и педагогической деятельностью. Защитил кандидатскую (1953) и докторскую (1965) диссертации. Являлся деканом факультета автоматизации и механизации производства МВТУ, вел большую общественную работу.

Научная деятельность А. И. Акулова связана с исследованием физических и металлургических процессов в зоне сварочной дуги и ванны, разработкой оборудования и технологий сварки трубопроводов и других объектов из углеродистых и высоколегированных сталей для атомной энергетики и нефтехимического производства.

По заданию ЮНЕСКО был руководителем проекта в Индии (1970–1973) по организации голов-

ного Института технологии машиностроения и его филиалов.

С 1975 по 1981 гг. — ректор завода-втуза при ЗИЛе, впоследствии Московский государственный индустриальный университет (МГИУ). В 1976 г. основал и затем по 1992 г. заведовал кафедрой оборудования и технологии сварочного производства. С 1992 г. — профессор кафедры сварки. Почетный профессор МГИУ.

Под руководством А. И. Акулова подготовлено 35 кандидатов и при его содействии — 6 докторов технических наук. Имеет около 300 научных работ и изобретений, в том числе учебников для высшей школы и справочников.

А. И. Акулов награжден орденом Дружбы РФ, медалями «За освоение целинных земель» и «850-летия Москвы», почетными знаками и грамотами Минвуза СССР и РСФСР, имеет более 15-ти медалей ВДНХ различного достоинства.

В настоящее время А. И. Акулов занят в учебном процессе: читает лекции и проводит практические занятия по дисциплине «Технологические основы сварки плавлением и давлением», руководит курсовым и дипломным проектированием. Кроме того, участвует в работе докторского диссертационного совета по сварке при МГТУ им. Н. Э. Баумана.

Пожелаем же А. И. Акулову доброго здоровья и активного долголетия на педагогическом поприще.

Кафедра оборудования и технологий сварочного производства МГИУ, редакция журнала

ПРОИЗВОДИТЕЛИ СВАРОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ, ИМЕЮЩИЕ СЕРТИФИКАТ СООТВЕТСТВИЯ

В системе УкрСЕПРО, выданный в НТЦ «СЕПРОЗ» (по состоянию на 01.01.2011 г.)*

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
1	ОАО «Запорожский стальпрокатный завод»	69600 г. Запорожье, ГСП-1086 тел. (0612) 39-23-01	Приволока стальная сварочная Св-08, Св-08А, Св-08Г2С, Св-08ГА, Св-10НМА, Св-08Г2С-О	04.03.2012
2	ОАО «Стальканат»	65007 г. Одесса, ул. Водопроводная, 16, тел.: (0482) 22-25-34, тел./факс: (0482) 34-50-83	Приволока стальная сварочная Св-08, Св-08-О, Св-08А, Св-08ГА-О, Св-08Г1НМА, Св-08Г2С-О, Св-08ХМ, Св-08ХМ-О	27.07.2011
3	Запорожский завод сварочных флюсов и стеклоизделий	69035 г. Запорожье, ГСП-356, тел.: (0612) 24-70-41 тел./факс: (0612) 24-70-43	Флюсы АН-348-А, АН-348-АМ, АН-348-АД, АН-348-АП, АН-348-ВМ, АН-348-ВД, АН-348-ВДМ, АН-348-ВПМ, АН-47, АН-47М, АН-47ДМ, АН-47Л, АН-47ЛМ, ОСЦ-45М, ОСЦ-45ДМ, ОСЦ-45Л, ОСЦ-45П, ОСЦ-45ПМ, АНЦ-1АМ, АНЦ-1АД, АНЦ-1АП, АНЦ-1АПМ, АН-60М, АНКС-28 Силикат №	14.07.2015
4	ГП «Опытный завод сварочных материалов ИЭС им. Е.О. Платона НАН Украины»	04112 г. Киев ул. Е. Телиги, 2 тел. (044) 456-63-69	Электропроводы АНО-4, АНО-21, АНО-4И, АНО-6, АНО-6Р, АНО-6У, АНО-27, АНО-36, АНО-37, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, АНР-2, ВН-48, МР-3, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, Т-590, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМУ-21У, УОНН-13/45, УОНН-13/55, ЦЛ-11, ЦУ-5, ЦЧ-4, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, Комсомольец-100, АНО-21М, АНО-21У, ДСК-5-0 Приволока порошковая ПП-АН19, ПП-АН19Н, ПП-АН24СМ, ПП-АН30ВС, ПП-АН1, ПП-АН3, ПП-АН7, ПП-АНВ2У, ПП-АНВ2УМ, ПП-АНВ2УН, ПП-Нп-АНВ2У/2, ПП-АН59, ПП-АН61, ПП-АН63, ПП-АН69, ПП-Нп-Х25Г14Н3Т, ППР-ЭК3, ППР-ЭК4, ППС-ЭК1, ППС-ЭК2, ПП-АН67, ПП-АН70М	29.11.2015
5	ОАО «СМНПО им.М.В.Фрунзе» ООО «ФРУНЗЕ-ЭЛЕКТРОД»	40004 г. Сумы, ул. Горького, 58 тел.: (0542) 25-41-72 тел./факс: (0542) 25-04-93	Флюсы сварочные плавленые и керамические АН-348-А, АН-348-АМ, АН-348-В, АН-348-ВМ, АН-М13, АН-25, АН-72, АН-8, АН-15М, АН-17М, АН-18, АН-20С, АН-20П, АН-22, АН-26С, АН-26П, АН-42, АН-43, АН-47, АН-60, АН-65, ОСЦ-45М, ОСЦ-45Л, ФЦ-9, АНФ-1, АНФ-6, АНФ-25, АНФ-28, АНФ-29, АНФ-32, АН-291, АН-295, АН-40/25, АН-40/35, АН-40/55, АНК-47А, АНК-57, АНК-565, АНФ-1-1, АНФ-1-2, АНФ-1-3, АНФ-6-1, АНФ-6-2, АНФ-6-3, АНФ-6-4, АНФ-6-5, АНФ-35, ВГС, ВКС Электропроводы АНО-4, АНО-4Ж, АНО-21, АНО-24, АНО-25, АНО-ТМ, АНО-ТМ/СХ, АНО-ТМ60, АНО-ТМ70, ЗИО-8, МНЧ-2, НЖ-13, НИИ-48Г, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ОЗЛ-17У, ОЗЛ-25Б, Т-590, Т-620, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМУ-21У, УОНН-13/45, УОНН-13/45А, УОНН-13/55, ЦЛ-11, ЦЛ-12, ЦЛ-39, ЦЛ-51, ЦН-6Л, ЦН-12М, ЦТ-15, ЦЧ-4, ЭА-400/10У, ЭА-400/10Т, ЭА-112/15, ЭА-606/11, ЭА-395/9, ЭА-981/15, ЭА-902/14, ЭА-898/21Б, ЭА-48М/22, ЭН-60М	01.07.2015
6	ООО «ТМ.ВЕЛТЕК»	04201 г. Киев, ул. Полярная, 8е, к.72 тел./факс: (044) 458-34-85	Приволока порошковая ПП-АН8, ПП-АН29, ПП-АН1, ППс-ТМВ6, ПП-АНЧ2, ППс-ТМВ7, ППс-АНТ, ППс-ТМВ3, ППс-ТМВ8, ПП-АН39, Вет ПП-Нп14ГСТ, Вет ПП-Нп35В9Х3СФ, Вет ПП-Нп60В9Х3СФ, Вет ПП-Нп80Х12РТ, Вет ПП-Нп80Х20Р3Т, Вет ПП-Нп200Х15С1ГРТ, Вет ППс-ТМВ57, Вет ПП-Нп10Х14Г, Вет ПП-Нп15Х14Г, Вет ПП-Нп15Х14ГН2М1ФБ, Вет ПП-Нп15Х14Н2, Вет ПП-Нп12Х14Н3, Вет ПП-Нп12Х13, Вет ПП-Нп12Х12, Вет ПП-Нп12Х11, Вет ПП-Нп12Х10, Вет ПП-Нп12Х9, Вет ПП-Нп12Х8, Вет ПП-Нп12Х7, Вет ПП-Нп12Х6, Вет ПП-Нп12Х5, Вет ПП-Нп12Х4, Вет ПП-Нп12Х3, Вет ПП-Нп12Х2, Вет ПП-Нп12Х1, Вет ПП-Нп12Х0, Вет ПП-Нп12Х-0, Вет ПП-Нп12Х-1, Вет ПП-Нп12Х-2, Вет ПП-Нп12Х-3, Вет ПП-Нп12Х-4, Вет ПП-Нп12Х-5, Вет ПП-Нп12Х-6, Вет ПП-Нп12Х-7, Вет ПП-Нп12Х-8, Вет ПП-Нп12Х-9, Вет ПП-Нп12Х-10, Вет ПП-Нп12Х-11, Вет ПП-Нп12Х-12, Вет ПП-Нп12Х-13, Вет ПП-Нп12Х-14, Вет ПП-Нп12Х-15, Вет ПП-Нп12Х-16, Вет ПП-Нп12Х-17, Вет ПП-Нп12Х-18, Вет ПП-Нп12Х-19, Вет ПП-Нп12Х-20, Вет ПП-Нп12Х-21, Вет ПП-Нп12Х-22, Вет ПП-Нп12Х-23, Вет ПП-Нп12Х-24, Вет ПП-Нп12Х-25, Вет ПП-Нп12Х-26, Вет ПП-Нп12Х-27, Вет ПП-Нп12Х-28, Вет ПП-Нп12Х-29, Вет ПП-Нп12Х-30, Вет ПП-Нп12Х-31, Вет ПП-Нп12Х-32, Вет ПП-Нп12Х-33, Вет ПП-Нп12Х-34, Вет ПП-Нп12Х-35, Вет ПП-Нп12Х-36, Вет ПП-Нп12Х-37, Вет ПП-Нп12Х-38, Вет ПП-Нп12Х-39, Вет ПП-Нп12Х-40, Вет ПП-Нп12Х-41, Вет ПП-Нп12Х-42, Вет ПП-Нп12Х-43, Вет ПП-Нп12Х-44, Вет ПП-Нп12Х-45, Вет ПП-Нп12Х-46, Вет ПП-Нп12Х-47, Вет ПП-Нп12Х-48, Вет ПП-Нп12Х-49, Вет ПП-Нп12Х-50, Вет ПП-Нп12Х-51, Вет ПП-Нп12Х-52, Вет ПП-Нп12Х-53, Вет ПП-Нп12Х-54, Вет ПП-Нп12Х-55, Вет ПП-Нп12Х-56, Вет ПП-Нп12Х-57, Вет ПП-Нп12Х-58, Вет ПП-Нп12Х-59, Вет ПП-Нп12Х-60, Вет ПП-Нп12Х-61, Вет ПП-Нп12Х-62, Вет ПП-Нп12Х-63, Вет ПП-Нп12Х-64, Вет ПП-Нп12Х-65, Вет ПП-Нп12Х-66, Вет ПП-Нп12Х-67, Вет ПП-Нп12Х-68, Вет ПП-Нп12Х-69, Вет ПП-Нп12Х-70, Вет ПП-Нп12Х-71, Вет ПП-Нп12Х-72, Вет ПП-Нп12Х-73, Вет ПП-Нп12Х-74, Вет ПП-Нп12Х-75, Вет ПП-Нп12Х-76, Вет ПП-Нп12Х-77, Вет ПП-Нп12Х-78, Вет ПП-Нп12Х-79, Вет ПП-Нп12Х-80, Вет ПП-Нп12Х-81, Вет ПП-Нп12Х-82, Вет ПП-Нп12Х-83, Вет ПП-Нп12Х-84, Вет ПП-Нп12Х-85, Вет ПП-Нп12Х-86, Вет ПП-Нп12Х-87, Вет ПП-Нп12Х-88, Вет ПП-Нп12Х-89, Вет ПП-Нп12Х-90, Вет ПП-Нп12Х-91, Вет ПП-Нп12Х-92, Вет ПП-Нп12Х-93, Вет ПП-Нп12Х-94, Вет ПП-Нп12Х-95, Вет ПП-Нп12Х-96, Вет ПП-Нп12Х-97, Вет ПП-Нп12Х-98, Вет ПП-Нп12Х-99, Вет ПП-Нп12Х-100, Вет ПП-Нп12Х-101, Вет ПП-Нп12Х-102, Вет ПП-Нп12Х-103, Вет ПП-Нп12Х-104, Вет ПП-Нп12Х-105, Вет ПП-Нп12Х-106, Вет ПП-Нп12Х-107, Вет ПП-Нп12Х-108, Вет ПП-Нп12Х-109, Вет ПП-Нп12Х-110, Вет ПП-Нп12Х-111, Вет ПП-Нп12Х-112, Вет ПП-Нп12Х-113, Вет ПП-Нп12Х-114, Вет ПП-Нп12Х-115, Вет ПП-Нп12Х-116, Вет ПП-Нп12Х-117, Вет ПП-Нп12Х-118, Вет ПП-Нп12Х-119, Вет ПП-Нп12Х-120, Вет ПП-Нп12Х-121, Вет ПП-Нп12Х-122, Вет ПП-Нп12Х-123, Вет ПП-Нп12Х-124, Вет ПП-Нп12Х-125, Вет ПП-Нп12Х-126, Вет ПП-Нп12Х-127, Вет ПП-Нп12Х-128, Вет ПП-Нп12Х-129, Вет ПП-Нп12Х-130, Вет ПП-Нп12Х-131, Вет ПП-Нп12Х-132, Вет ПП-Нп12Х-133, Вет ПП-Нп12Х-134, Вет ПП-Нп12Х-135, Вет ПП-Нп12Х-136, Вет ПП-Нп12Х-137, Вет ПП-Нп12Х-138, Вет ПП-Нп12Х-139, Вет ПП-Нп12Х-140, Вет ПП-Нп12Х-141, Вет ПП-Нп12Х-142, Вет ПП-Нп12Х-143, Вет ПП-Нп12Х-144, Вет ПП-Нп12Х-145, Вет ПП-Нп12Х-146, Вет ПП-Нп12Х-147, Вет ПП-Нп12Х-148, Вет ПП-Нп12Х-149, Вет ПП-Нп12Х-150, Вет ПП-Нп12Х-151, Вет ПП-Нп12Х-152, Вет ПП-Нп12Х-153, Вет ПП-Нп12Х-154, Вет ПП-Нп12Х-155, Вет ПП-Нп12Х-156, Вет ПП-Нп12Х-157, Вет ПП-Нп12Х-158, Вет ПП-Нп12Х-159, Вет ПП-Нп12Х-160, Вет ПП-Нп12Х-161, Вет ПП-Нп12Х-162, Вет ПП-Нп12Х-163, Вет ПП-Нп12Х-164, Вет ПП-Нп12Х-165, Вет ПП-Нп12Х-166, Вет ПП-Нп12Х-167, Вет ПП-Нп12Х-168, Вет ПП-Нп12Х-169, Вет ПП-Нп12Х-170, Вет ПП-Нп12Х-171, Вет ПП-Нп12Х-172, Вет ПП-Нп12Х-173, Вет ПП-Нп12Х-174, Вет ПП-Нп12Х-175, Вет ПП-Нп12Х-176, Вет ПП-Нп12Х-177, Вет ПП-Нп12Х-178, Вет ПП-Нп12Х-179, Вет ПП-Нп12Х-180, Вет ПП-Нп12Х-181, Вет ПП-Нп12Х-182, Вет ПП-Нп12Х-183, Вет ПП-Нп12Х-184, Вет ПП-Нп12Х-185, Вет ПП-Нп12Х-186, Вет ПП-Нп12Х-187, Вет ПП-Нп12Х-188, Вет ПП-Нп12Х-189, Вет ПП-Нп12Х-190, Вет ПП-Нп12Х-191, Вет ПП-Нп12Х-192, Вет ПП-Нп12Х-193, Вет ПП-Нп12Х-194, Вет ПП-Нп12Х-195, Вет ПП-Нп12Х-196, Вет ПП-Нп12Х-197, Вет ПП-Нп12Х-198, Вет ПП-Нп12Х-199, Вет ПП-Нп12Х-200, ЕЛТЕК-Н200, ЕЛТЕК-Н210V, ЕЛТЕК-Н220У, ЕЛТЕК-Н230, ЕЛТЕК-Н240, ЕЛТЕК-Н250, ЕЛТЕК-Н260, ЕЛТЕК-Н270, ЕЛТЕК-Н280, ЕЛТЕК-Н290, ЕЛТЕК-Н300, ЕЛТЕК-Н310, ЕЛТЕК-Н320, ЕЛТЕК-Н330, ЕЛТЕК-Н340, ЕЛТЕК-Н350, ЕЛТЕК-Н360, ЕЛТЕК-Н370, ЕЛТЕК-Н380, ЕЛТЕК-Н390, ЕЛТЕК-Н400, ЕЛТЕК-Н410, ЕЛТЕК-Н420, ЕЛТЕК-Н430, ЕЛТЕК-Н440, ЕЛТЕК-Н450, ЕЛТЕК-Н460, ЕЛТЕК-Н470, ЕЛТЕК-Н480, ЕЛТЕК-Н490, ЕЛТЕК-Н500, ЕЛТЕК-Н510, ЕЛТЕК-Н520, ЕЛТЕК-Н530, ЕЛТЕК-Н540, ЕЛТЕК-Н550, ЕЛТЕК-Н560, ЕЛТЕК-Н570, ЕЛТЕК-Н580, ЕЛТЕК-Н590, ЕЛТЕК-Н600, ЕЛТЕК-Н610, ЕЛТЕК-Н620, ЕЛТЕК-Н630, ЕЛТЕК-Н640, ЕЛТЕК-Н650, ЕЛТЕК-Н660, ЕЛТЕК-Н670, ЕЛТЕК-Н680, ЕЛТЕК-Н690, ЕЛТЕК-Н700, ЕЛТЕК-Н710, ЕЛТЕК-Н720, ЕЛТЕК-Н730, ЕЛТЕК-Н740, ЕЛТЕК-Н750, ЕЛТЕК-Н760, ЕЛТЕК-Н770, ЕЛТЕК-Н780, ЕЛТЕК-Н790, ЕЛТЕК-Н800, ЕЛТЕК-Н810, ЕЛТЕК-Н820, ЕЛТЕК-Н830, ЕЛТЕК-Н840, ЕЛТЕК-Н850, ЕЛТЕК-Н860, ЕЛТЕК-Н870, ЕЛТЕК-Н880, ЕЛТЕК-Н890, ЕЛТЕК-Н900, ЕЛТЕК-Н910, ЕЛТЕК-Н920, ЕЛТЕК-Н930, ЕЛТЕК-Н940, ЕЛТЕК-Н950, ЕЛТЕК-Н960, ЕЛТЕК-Н970, ЕЛТЕК-Н980, ЕЛТЕК-Н990, ЕЛТЕК-Н1000, ЕЛТЕК-Н1010, ЕЛТЕК-Н1020, ЕЛТЕК-Н1030, ЕЛТЕК-Н1040, ЕЛТЕК-Н1050, ЕЛТЕК-Н1060, ЕЛТЕК-Н1070, ЕЛТЕК-Н1080, ЕЛТЕК-Н1090, ЕЛТЕК-Н1100, ЕЛТЕК-Н1110, ЕЛТЕК-Н1120, ЕЛТЕК-Н1130, ЕЛТЕК-Н1140, ЕЛТЕК-Н1150, ЕЛТЕК-Н1160, ЕЛТЕК-Н1170, ЕЛТЕК-Н1180, ЕЛТЕК-Н1190, ЕЛТЕК-Н1200, ЕЛТЕК-Н1210, ЕЛТЕК-Н1220, ЕЛТЕК-Н1230, ЕЛТЕК-Н1240, ЕЛТЕК-Н1250, ЕЛТЕК-Н1260, ЕЛТЕК-Н1270, ЕЛТЕК-Н1280, ЕЛТЕК-Н1290, ЕЛТЕК-Н1300, ЕЛТЕК-Н1310, ЕЛТЕК-Н1320, ЕЛТЕК-Н1330, ЕЛТЕК-Н1340, ЕЛТЕК-Н1350, ЕЛТЕК-Н1360, ЕЛТЕК-Н1370, ЕЛТЕК-Н1380, ЕЛТЕК-Н1390, ЕЛТЕК-Н1400, ЕЛТЕК-Н1410, ЕЛТЕК-Н1420, ЕЛТЕК-Н1430, ЕЛТЕК-Н1440, ЕЛТЕК-Н1450, ЕЛТЕК-Н1460, ЕЛТЕК-Н1470, ЕЛТЕК-Н1480, ЕЛТЕК-Н1490, ЕЛТЕК-Н1500, ЕЛТЕК-Н1510, ЕЛТЕК-Н1520, ЕЛТЕК-Н1530, ЕЛТЕК-Н1540, ЕЛТЕК-Н1550, ЕЛТЕК-Н1560, ЕЛТЕК-Н1570, ЕЛТЕК-Н1580, ЕЛТЕК-Н1590, ЕЛТЕК-Н1600, ЕЛТЕК-Н1610, ЕЛТЕК-Н1620, ЕЛТЕК-Н1630, ЕЛТЕК-Н1640, ЕЛТЕК-Н1650, ЕЛТЕК-Н1660, ЕЛТЕК-Н1670, ЕЛТЕК-Н1680, ЕЛТЕК-Н1690, ЕЛТЕК-Н1700, ЕЛТЕК-Н1710, ЕЛТЕК-Н1720, ЕЛТЕК-Н1730, ЕЛТЕК-Н1740, ЕЛТЕК-Н1750, ЕЛТЕК-Н1760, ЕЛТЕК-Н1770, ЕЛТЕК-Н1780, ЕЛТЕК-Н1790, ЕЛТЕК-Н1800, ЕЛТЕК-Н1810, ЕЛТЕК-Н1820, ЕЛТЕК-Н1830, ЕЛТЕК-Н1840, ЕЛТЕК-Н1850, ЕЛТЕК-Н1860, ЕЛТЕК-Н1870, ЕЛТЕК-Н1880, ЕЛТЕК-Н1890, ЕЛТЕК-Н1900, ЕЛТЕК-Н1910, ЕЛТЕК-Н1920, ЕЛТЕК-Н1930, ЕЛТЕК-Н1940, ЕЛТЕК-Н1950, ЕЛТЕК-Н1960, ЕЛТЕК-Н1970, ЕЛТЕК-Н1980, ЕЛТЕК-Н1990, ЕЛТЕК-Н2000, ЕЛТЕК-Н2010, ЕЛТЕК-Н2020, ЕЛТЕК-Н2030, ЕЛТЕК-Н2040, ЕЛТЕК-Н2050, ЕЛТЕК-Н2060, ЕЛТЕК-Н2070, ЕЛТЕК-Н2080, ЕЛТЕК-Н2090, ЕЛТЕК-Н2100, ЕЛТЕК-Н2110, ЕЛТЕК-Н2120, ЕЛТЕК-Н2130, ЕЛТЕК-Н2140, ЕЛТЕК-Н2150, ЕЛТЕК-Н2160, ЕЛТЕК-Н2170, ЕЛТЕК-Н2180, ЕЛТЕК-Н2190, ЕЛТЕК-Н2200, ЕЛТЕК-Н2210, ЕЛТЕК-Н2220, ЕЛТЕК-Н2230, ЕЛТЕК-Н2240, ЕЛТЕК-Н2250, ЕЛТЕК-Н2260, ЕЛТЕК-Н2270, ЕЛТЕК-Н2280, ЕЛТЕК-Н2290, ЕЛТЕК-Н2300, ЕЛТЕК-Н2310, ЕЛТЕК-Н2320, ЕЛТЕК-Н2330, ЕЛТЕК-Н2340, ЕЛТЕК-Н2350, ЕЛТЕК-Н2360, ЕЛТЕК-Н2370, ЕЛТЕК-Н2380, ЕЛТЕК-Н2390, ЕЛТЕК-Н2400, ЕЛТЕК-Н2410, ЕЛТЕК-Н2420, ЕЛТЕК-Н2430, ЕЛТЕК-Н2440, ЕЛТЕК-Н2450, ЕЛТЕК-Н2460, ЕЛТЕК-Н2470, ЕЛТЕК-Н2480, ЕЛТЕК-Н2490, ЕЛТЕК-Н2500, ЕЛТЕК-Н2510, ЕЛТЕК-Н2520, ЕЛТЕК-Н2530, ЕЛТЕК-Н2540, ЕЛТЕК-Н2550, ЕЛТЕК-Н2560, ЕЛТЕК-Н2570, ЕЛТЕК-Н2580, ЕЛТЕК-Н2590, ЕЛТЕК-Н2600, ЕЛТЕК-Н2610, ЕЛТЕК-Н2620, ЕЛТЕК-Н2630, ЕЛТЕК-Н2640, ЕЛТЕК-Н2650, ЕЛТЕК-Н2660, ЕЛТЕК-Н2670, ЕЛТЕК-Н2680, ЕЛТЕК-Н2690, ЕЛТЕК-Н2700, ЕЛТЕК-Н2710, ЕЛТЕК-Н2720, ЕЛТЕК-Н2730, ЕЛТЕК-Н2740, ЕЛТЕК-Н2750, ЕЛТЕК-Н2760, ЕЛТЕК-Н2770, ЕЛТЕК-Н2780, ЕЛТЕК-Н2790, ЕЛТЕК-Н2800, ЕЛТЕК-Н2810, ЕЛТЕК-Н2820, ЕЛТЕК-Н2830, ЕЛТЕК-Н2840, ЕЛТЕК-Н2850, ЕЛТЕК-Н2860, ЕЛТЕК-Н2870, ЕЛТЕК-Н2880, ЕЛТЕК-Н2890, ЕЛТЕК-Н2900, ЕЛТЕК-Н2910, ЕЛТЕК-Н2920, ЕЛТЕК-Н2930, ЕЛТЕК-Н2940, ЕЛТЕК-Н2950, ЕЛТЕК-Н2960, ЕЛТЕК-Н2970, ЕЛТЕК-Н2980, ЕЛТЕК-Н2990, ЕЛТЕК-Н3000, ЕЛТЕК-Н3010, ЕЛТЕК-Н3020, ЕЛТЕК-Н3030, ЕЛТЕК-Н3040, ЕЛТЕК-Н3050, ЕЛТЕК-Н3060, ЕЛТЕК-Н3070, ЕЛТЕК-Н3080, ЕЛТЕК-Н3090, ЕЛТЕК-Н3100, ЕЛТЕК-Н3110, ЕЛТЕК-Н3120, ЕЛТЕК-Н3130, ЕЛТЕК-Н3140, ЕЛТЕК-Н3150, ЕЛТЕК-Н3160, ЕЛТЕК-Н3170, ЕЛТЕК-Н3180, ЕЛТЕК-Н3190, ЕЛТЕК-Н3200, ЕЛТЕК-Н3210, ЕЛТЕК-Н3220, ЕЛТЕК-Н3230, ЕЛТЕК-Н3240, ЕЛТЕК-Н3250, ЕЛТЕК-Н3260, ЕЛТЕК-Н3270, ЕЛТЕК-Н3280, ЕЛТЕК-Н3290, ЕЛТЕК-Н3300, ЕЛТЕК-Н3310, ЕЛТЕК-Н3320, ЕЛТЕК-Н3330, ЕЛТЕК-Н3340, ЕЛТЕК-Н3350, ЕЛТЕК-Н3360, ЕЛТЕК-Н3370, ЕЛТЕК-Н3380, ЕЛТЕК-Н3390, ЕЛТЕК-Н3400, ЕЛТЕК-Н3410, ЕЛТЕК-Н3420, ЕЛТЕК-Н3430, ЕЛТЕК-Н3440, ЕЛТЕК-Н3450, ЕЛТЕК-Н3460, ЕЛТЕК-Н3470, ЕЛТЕК-Н3480, ЕЛТЕК-Н3490, ЕЛТЕК-Н3500, ЕЛТЕК-Н3510, ЕЛТЕК-Н3520, ЕЛТЕК-Н3530, ЕЛТЕК-Н3540, ЕЛТЕК-Н3550, ЕЛТЕК-Н3560, ЕЛТЕК-Н3570, ЕЛТЕК-Н3580, ЕЛТЕК-Н3590, ЕЛТЕК-Н3600, ЕЛТЕК-Н3610, ЕЛТЕК-Н3620, ЕЛТЕК-Н3630, ЕЛТЕК-Н3640, ЕЛТЕК-Н3650, ЕЛТЕК-Н3660, ЕЛТЕК-Н3670, ЕЛТЕК-Н3680, ЕЛТЕК-Н3690, ЕЛТЕК-Н3700, ЕЛТЕК-Н3710, ЕЛТЕК-Н3720, ЕЛТЕК-Н3730, ЕЛТЕК-Н3740, ЕЛТЕК-Н3750, ЕЛТЕК-Н3760, ЕЛТЕК-Н3770, ЕЛТЕК-Н3780, ЕЛТЕК-Н3790, ЕЛТЕК-Н3800, ЕЛТЕК-Н3810, ЕЛТЕК-Н3820, ЕЛТЕК-Н3830, ЕЛТЕК-Н3840, ЕЛТЕК-Н3850, ЕЛТЕК-Н3860, ЕЛТЕК-Н3870, ЕЛТЕК-Н3880, ЕЛТЕК-Н3890, ЕЛТЕК-Н3900, ЕЛТЕК-Н3910, ЕЛТЕК-Н3920, ЕЛТЕК-Н3930, ЕЛТЕК-Н3940, ЕЛТЕК-Н3950, ЕЛТЕК-Н3960, ЕЛТЕК-Н3970, ЕЛТЕК-Н3980, ЕЛТЕК-Н3990, ЕЛТЕК-Н4000, ЕЛТЕК-Н4010, ЕЛТЕК-Н4020, ЕЛТЕК-Н4030, ЕЛТЕК-Н4040, ЕЛТЕК-Н4050, ЕЛТЕК-Н4060, ЕЛТЕК-Н4070, ЕЛТЕК-Н4080, ЕЛТЕК-Н4090, ЕЛТЕК-Н4100, ЕЛТЕК-Н4110, ЕЛТЕК-Н4120, ЕЛТЕК-Н4130, ЕЛТЕК-Н4140, ЕЛТЕК-Н4150, ЕЛТЕК-Н4160, ЕЛТЕК-Н4170, ЕЛТЕК-Н4180, ЕЛТЕК-Н4190, ЕЛТЕК-Н4200, ЕЛТЕК-Н4210, ЕЛТЕК-Н4220, ЕЛТЕК-Н4230, ЕЛТЕК-Н4240, ЕЛТЕК-Н4250, ЕЛТЕК-Н4260, ЕЛТЕК-Н4270, ЕЛТЕК-Н4280, ЕЛТЕК-Н4290, ЕЛТЕК-Н4300, ЕЛТЕК-Н4310, ЕЛТЕК-Н4320, ЕЛТЕК-Н4330, ЕЛТЕК-Н4340, ЕЛТЕК-Н4350, ЕЛТЕК-Н4360, ЕЛТЕК-Н4370, ЕЛТЕК-Н4380, ЕЛТЕК-Н4390, ЕЛТЕК-Н4400, ЕЛТЕК-Н4410, ЕЛТЕК-Н4420, ЕЛТЕК-Н4430, ЕЛТЕК-Н4440, ЕЛТЕК-Н4450, ЕЛТЕК-Н4460, ЕЛТЕК-Н4470, ЕЛТЕК-Н4480, ЕЛТЕК-Н4490, ЕЛТЕК-Н4500, ЕЛТЕК-Н4510, ЕЛТЕК-Н4520, ЕЛТЕК-Н4530, ЕЛТЕК-Н4540, ЕЛТЕК-Н4550, ЕЛТЕК-Н4560, ЕЛТЕК-Н4570, ЕЛТЕК-Н4580, ЕЛТЕК-Н4590, ЕЛТЕК-Н4600, ЕЛТЕК-Н4610, ЕЛТЕК-Н4620, ЕЛТЕК-Н4630, ЕЛТЕК-Н4640, ЕЛТЕК-Н4650, ЕЛТЕК-Н4660, ЕЛТЕК-Н4670, ЕЛТЕК-Н4680, ЕЛТЕК-Н4690, ЕЛТЕК-Н4700, ЕЛТЕК-Н4710, ЕЛТЕК-Н4720, ЕЛТЕК-Н4730, ЕЛТЕК-Н4740, ЕЛТЕК-Н4750, ЕЛТЕК-Н4760, ЕЛТЕК-Н4770, ЕЛТЕК-Н4780, ЕЛТЕК-Н4790, ЕЛТЕК-Н4800, ЕЛТЕК-Н4810, ЕЛТЕК-Н4820, ЕЛТЕК-Н4830, ЕЛТЕК-Н4840, ЕЛТЕК-Н4850, ЕЛТЕК-Н4860, ЕЛТЕК-Н4870, ЕЛТЕК-Н4880, ЕЛТЕК-Н4890, ЕЛТЕК-Н4900, ЕЛТЕК-Н4910, ЕЛТЕК-Н4920	

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
			ВЕЛТЕК-Н390, ВЕЛТЕК-Н400, ВЕЛТЕК-Н410, ВЕЛТЕК-Н420, ВЕЛТЕК-Н470, ВЕЛТЕК-Н471, ВЕЛТЕК-Н472, ВЕЛТЕК-Н479, ППс-TMB29, ВЕЛТЕК-Н540, ВЕЛТЕК-Н560, ВЕЛТЕК-Н580, ВЕЛТЕК-Н600, ВЕЛТЕК-Н620, Вт ППс-TMB4, Вт ППс-TMB14, Вт ППс-TMB15, ВЕЛТЕК-Н500-PMV, ВЕЛТЕК-Н500-PMC, ВЕЛТЕК-Н565, Вт ППн35B9X3СФ, ВЕЛТЕК-Н370.01, ВЕЛТЕК-Н370.02, ВЕЛТЕК-Н425, ВЕЛТЕК-Н425-1, ВЕЛТЕК-Н425-2, ВЕЛТЕК-Н480НТ ППс-ЭК1, ППс-ЭК2	10.03.2014
7	ЗАО «Индустрия»	91002 г.Луганск, ул.К.Либкнехта,38 тел./факс: (0642) 52-12-52	Электроды АНО-4, АНО-21, АНО-27, УОНИ-13/55	12.03.2012
8	ЗАО «Электродный завод»	194100 г.С.-Петербург, ул. Литовская 12 тел.: (812) 295-14-50 факс: (812) 295-02-59	Электроды АНО-5, ТМУ-21У, УОНИ-13/45А, УОНИ-13/55, МР-3, ОЗС-12, АНО-4, ЦЛ-39, ТМЛ-1У, ТМЛ-5, ЭА-395/9, ЭА-48М/22, ЭА-400/10У, УОНИ-13/НЖ, ОЗЛ-6, ЦТ-15, ЦЛ-11, ЦТ-28, НЖ-13, ОЗЛ-8, НИИ-48Г, ОЗЛ-9А, ЦН-63Л, ЦН-12М, Т-590, ЦЧ-4, УОНИ-13/Н1-БК, МНЧ-2, Комсомолец-100, ЭЛ3-52У, ЭЛ3-74/70	19.04.2015
9	Учебно-производственное предприятие УТОГ	51999 г.Днепропетровская ул.Широкая, 33 тел.: (05629) 3-26-63	Приволока стальная сварочная Св-08, Св-08А	12.10.2011
10	ОАО «Межгосметиз - Мицеск»	303000 г. Минск, ул. Советская, 98А тел./факс: (08646) 2-38-33	Электроды АНО-ТМ, АНО-36, ЗИО-8, Комсомолец-100, МНЧ-2, МР-3, МР-3М, НИИ-48Г, ОЗА-1М, ОЗА-2М, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ОЗЛ-9А, Т-590, Т620, ОЗН-6, ТМЛ-3Y, ТМУ-21У, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/85, УОНИ-13/45А, ЦЛ-9, ЦЛ-11, ЦТ-15, ЦУ-5, ЦЧ-4, ЭА-395/9, ЭА-400/10У, ЭА-400/10Т, МГМ-50К, АНО-21, НЖ-13, ОЗН-300М, ОЗН-400М, ТМЛ-1У, УОНИ-13/55Р, УОНИ-13/45Р, ЦЛ-39, ЦН-6Л, ЦН-11-4, ЭН-60М, НИАТ-5, АНЖР-1, АНЖР-2, АНЖР-5	10.06.2015
11	Фирма «BOEHLER SCHWEISSTECHNIK»	AUSTRIA GMBH BOHLER WELDING STR.1 A-8605 KAPFENBERG POSTFACH 9	Приволоки порошковые A7 PW-FD, CN 23/12-MC, EAS 4 PW-FD (LF), A7-FD, CN 24/9 LDX PW-FD, EAS 4M-FD, A7-MC, CN 24/9 LDX-FD, EAS 4M-MC, C 9 MV Ti-FD, DCMS Ti-FD, HL 51-FD, C 9 MV-MC, DMO Ti-FD, CM 2 Ti-FD, E 308 H PW-FD, SAS 2 PW-FD, CN 13/4-MC, E 308 H-FD, SAS 2-FD, CN 13/4-MCF, E 317 L PW-FD, SAS 4 PW-FD, CN 22/9 N-FD, E 317 L-FD, SAS 4-FD, CN 22/9 PW-FD, EAS 2 PW-FD, Ti 52 W-FD, CN 23/12 Mo PW-FD, EAS 2 PW-FD (LF), Ti 52-FD, CN 23/12 Mo-FD, EAS 2-FD, Ti 60-FD, CN 23/12 PW-FD, EAS 2-MC, Ti 70 Pipe-FD, CN 23/12-FD, EAS 4 PW-FD, Ti 80 Pipe-FD	24.06.2015

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
2	Продоволки сплющенного сечения 2,5 Ni-IG, DCMS, EML 5, BW VII, DCMIS-1G, NiI-IG, CN 23-IG, CM 2-IG, DMO, P 23-IG, CM 2-IG, DMO-1G, P 24-IG, CM 5-IG, DMV 83-IG, P 92-1G, CM 9-IG, EMK 6, 20 MVW-IG, CN 22/9 N-IG, EASN 25 M-IG, A7 CN-IG, CN 23/12-IG, FA-IG, ASN 5-IG, CN 24/9 LDX-IG, FFB-IG, CN 13/14-IG, EMK 9-IG, EMK 10-IG, CN 25/35 Nb-IG, FF-IG, CN 18/11-IG, CN 25/9 CuT-IG, SAS 2-IG, CN 19/9 Mn-IG, EAS 2-IG, SAS 4-IG, CN 24/9 LDX-IG, FFB-IG, CN 13/14-IG, SAS 4-IG (Si), CN 21/33 Mn-IG, A7 CN-UP, EAS 2-UP, A7-IG, EAS 4-IG (Si), ASN 5-IG (Si), EAS 4M-UP, ASN 5-UP, ER 308 L (Si), CN 13/14-IG, ER 316 L (Si), CN 13/4-UP, FA-IG, CN 18/11-IG, FFB-IG, CN 19/9 Mn-IG, KW 10-IG, CN 22/9 N-IG, KWA-IG, CN 22/9 N-UP, P 92-UP, CN 23/12-IG, SAS 2-IG (Si), CN 23/12-UP, SAS 2-UP, CN 24/9 LDX-IG, SAS 4-IG (Si), CN 24/9 LDX-UP, SAS 4-UP, CN 25/35 Nb-IG, SKWA-IG, CN 25/9 CuT-IG, SKWAM-IG, EAS 2-IG (Si), CN 20/25 M-IG (Si), NIABAS 617-UP , NIABAS 7020-UP, CN 35/45 Nb-IG, NIABAS 625-IG, NIABAS C24-IG, NIABAS 400-IG , NIABAS 625-UP, NIABAS C276-IG, NIABAS 617-IG, NIABAS 7020-IG, NIABAS C276-1UP, CuNi30Fe-1G, ER Ti 2-IG, DMV 83-1G, NiCu 70/20-IG, NiCrMo 2.5-UP, NiMo 1-1G, 3 NiMo 1-UP, EMK 6-TOP, P 23-IG, C 9 MV-UP, EMK 8, P 23-UP, EMS 2, CM 2-IUP, EMS 2 CrMo, P 24-UP, EMS 2 Mo, SG 8-IG, Ni 2-UP, X 70-IG, NiCrMo 2.5-IG, X 90-IG	Энергопровы OK 21.03, OK 23.50, OK 43.32, OK 46.00, OK 46.16, OK 48.00, OK 48.04, OK 48.05, OK 48.08, OK 48.15, OK 48.68, OK 50.10, OK 50.40, OK 53.05, OK 53.16 SPEZIAL, OK 53.35, OK 53.68, OK 53.70, OK 55.00, OK 61.20, OK 61.10, OK 61.25, OK 61.30, OK 61.35, OK 61.41, OK 61.50, OK 61.80, OK 61.81, OK 61.85, OK 61.86, OK 62.53, OK 62.73, OK 62.75, OK 63.10, OK 63.20, OK 63.30, OK 63.34, OK 63.35, OK 63.41, OK 63.80, OK 63.85, OK 64.30, OK 64.63, OK 67.13, OK 67.15, OK 67.20, OK 67.43, OK 67.45, OK 67.50, OK 67.51, OK 67.52, OK 67.53, OK 67.55, OK 67.60, OK 67.62, OK 67.64, OK 67.66, OK 67.70, OK 67.71, OK 67.75, OK 68.15, OK 68.17, OK 68.25, OK 68.37, OK 68.53, OK 68.55, OK 68.81, OK 68.82, OK 69.25, OK 69.33, OK 73.08, OK 73.15, OK 73.68, OK 73.79, OK 74.46, OK 74.70, OK 74.78, OK 74.86 TENSITRODE, OK 75.75, OK 76.28, OK 76.35, OK 76.96, OK 76.98, OK 78.16, OK 83.27, OK 83.28, OK 83.29, OK 83.50, OK 83.53, OK 83.65, OK 84.42, OK 84.52, OK 84.58, OK 84.76, OK 84.78, OK 84.80, OK 84.84, OK 85.58, OK 85.65, OK 86.08, OK 86.20, OK 86.28, OK 86.30, OK 91.00, OK 92.05, OK 92.15, OK 92.26, OK 92.35, OK 92.45, OK 92.55, OK 92.58, OK 92.59, OK 92.60, OK 92.78, OK 93.06, OK 93.07, OK 93.12, OK 94.25, OK 94.35, OK 94.55, OK 96.10, OK 96.20, OK 96.40, OK 96.50, OK Femax 33.60, OK Femax 33.65, OK Femax 33.80, OK Femax 38.48, OK Femax 38.65, OK Femax 38.85, OK Femax 38.95, OK Femax 39.50, PIPEWELD 6010+, PIPEWELD 7010, PIPEWELD 8010, FILARCS 56, FILARC 56R, FILARC 27P, FILARC 35, FILARC 35S, FILARC 36S, FILARC 56S, BM 310Mo-L, FILARC 75,FILARC 75S, FILARC 76S, FILARC 88S,FILARC 108, FILARC 118, FILARC 98S, FILARC KV1,FILARC KV2, FILARC KV3L , FILARC KV4L , FILARC KV5L	Флюсы Flux 10.30, OK Flux 10.63, OK Flux 10.37, OK Flux 10.74, OK Flux 10.62	06.05.2013
12	Фирма «ESAB AB» Lindholmsallen, 9, 72 Box 8004 S-402 77, Гётеборг, Швеция	Продоволка, прутки сплющенного сечения OK Autrod 12.34, OK Autrod 12.40, OK Autrod 13.10SC, OK Autrod 13.21, OK Autrod 13.24, OK Autrod 13.27, OK Autrod 13.20SC, OK Autrod 13.36, OK Autrod 13.40, OK Autrod 13.44, OK Autrod 308L, OK Autrod 316L, OK Autrod 318S, OK Autrod 318, OK Autrod 309MoL, Pipeweld 70S-6 Plus, OK Autrod 13.16, OK Autrod 13.17, OK Tigrod 13.17, OK Autrod 13.23, OK Autrod 13.25, OK Autrod 13.28, OK Tigrod 13.28, OK Tigrod 13.32, OK Autrod 13.38, OK Autrod 13.49, OK Autrod 13.90, OK Autrod 13.91, OK Autrod 309Si, OK Tigrod 309M, OK Autrod 385, OK Tigrod 385, OK Autrod 310, OK Tigrod 310, OK Autrod 312, OK Tigrod 430Ti, OK Tigrod 42209, OK Tigrod 2509, OK Autrod 1070, OK Autrod 4043, OK Tigrod 4043, OK Autrod 4047, OK Tigrod 4047, OK Autrod 1450, OK Tigrod 1450, OK Autrod 5754, OK Tigrod 5754, OK Autrod 5356, OK Tigrod 5356, OK Autrod 5183, OK Tigrod 5183, OK Tigrod 5087, OK Autrod 5556, OK Tigrod 5556, OK Autrod 19.12, OK Autrod 19.30, OK Autrod 19.40, OK Autrod 19.41, OK Autrod 19.46, OK Autrod 19.49, OK Tigrod 19.49, OK Autrod 19.72, OK Autrod 19.81, OK Autrod 19.82, OK Tigrod 19.82, OK Autrod 19.85, OK Tigrod 19.85	Продоволка порошковая Shield - Bright 309L, Shield - Bright 316L, Shield - Bright 347, Shield - Bright 308L X-tra, Shield - Bright 309L X-tra, Shield - Bright 309LMo X-tra, Shield - Bright 316L X-tra, Shield - Bright 347 X-tra, Coreshield 6, Coreshield 8, Dual Shield 55, OK Tubrod 15.13S, OK Tubrod 14.70, OK Tubrod 14.71, OK Tubrod 14.77	

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
13	Фирма «ESAB Sp.z.o.o»	ul. Zelazna, 9, 40-052 Katowice, Польша	Электроплы OK 46.00, OK 48.00 Флюсы OK Flux 10.62, OK Flux 10.63, OK Flux 10.71, OK Flux 10.72, OK Flux 10.73, OK Flux 10.74, OK Flux 10.76, OK Flux 10.77, OK Flux 10.81, OK Flux 10.97 Приволока порошковая OK Tubrod 14.00S, OK Tubrod 14.01, OK Tubrod 14.02, OK Tubrod 14.03, OK Tubrod 14.04, OK Tubrod 14.05, OK Tubrod 14.07S, OK Tubrod 14.12, OK Tubrod 14.13, OK Tubrod 14.17, OK Tubrod 14.18, OK Tubrod 15.00, OK Tubrod 15.00S, OK Tubrod 15.02, OK Tubrod 15.11, OK Tubrod 15.12, OK Tubrod 15.14, OK Tubrod 15.15, OK Tubrod 15.16, OK Tubrod 15.17, OK Tubrod 15.18, OK Tubrod 15.19, OK Tubrod 15.20, OK Tubrod 15.21TS, OK Tubrod 15.22, OK Tubrod 15.25S, Tubrod 15.27S, OK Tubrodur 15.24S, OK Tubrodur 15.25, OK Tubrodur 15.27, OK Tubrodur 15.38, OK Tubrodur 15.40, OK Tubrodur 15.40S, OK Tubrodur 15.41, OK Tubrodur 15.42, OK Tubrodur 15.42S, OK Tubrodur 15.43, OK Tubrodur 15.52, OK Tubrodur 15.52S, OK Tubrodur 15.72S, OK Tubrodur 15.73, OK Tubrodur 15.73S, OK Tubrodur 15.74S, OK Tubrodur 15.76, OK Tubrodur 15.79S, OK Tubrodur 15.91S, Corofit R59Ni, FILARC PZ 6113	06.05.2013
14	Фирма «ESAB VAMBERK, s.r.o.»	Smetanova nabrzi 334, 517 54 Vamberk, Чехия	Приволока, прутки сплошного сечения OK Aristorod 13.08, OK Autrod 13.64, OK Autrod 307L, OK Autrod 318Lsi, OK Autrod 308Lsi, OK Autrod 347, OK Aristorod 13.09, OK Tigrod 13.08, OK Tigrod 308L, OK Tigrod 318Si, OK Aristorod 13.12, OK Tigrod 13.09, OK Autrod 308Lsi, OK Autrod 347, OK Aristorod 13.13, OK Tigrod 13.12, OK Tigrod 308Lsi, OK Tigrod 347, OK Aristorod 13.22, OK Tigrod 13.13, OK Autrod 309L, OK Autrod 347Si, OK Aristorod 13.26, OK Tigrod 13.13, OK Tigrod 309L, OK Tigrod 347Si, OK Aristorod 13.29, OK Autrod 13.10 SC, OK Autrod 309Lsi, OK Autrod 430LNb, OK Aristorod 13.31, OK Autrod 13.14, OK Tigrod 309Lsi, OK Autrod 430Ti, OK Autrod 13.27, OK Tigrod 13.22, OK Autrod 13.21, OK Autrod 316L, OK Autrod 16.95, OK Autrod 13.44, OK Autrod 13.24, OK Autrod 316Lsi, OK Tigrod 13.45, OK Autrod 13.26, OK Tigrod 316Lsi, OK Autrod 16.97, OK Autrod 13.43, OK Autrod 13.91, OK Autrod 318, OK Aristorod 12.20, OK Autrod 12.20, OK Autrod 12.40, OK Tigrod 12.62, OK Aristorod 12.57, OK Autrod 12.22, OK Autrod 12.51, OK Aristorod 12.64, OK Autrod 12.62, OK Autrod 12.24, OK Autrod 12.56, OK Tigrod 12.64, OK Aristorod 12.63, OK Autrod 12.30, OK Autrod 12.58, OK Autrod 12.66, OK Autrod 12.10, OK Autrod 12.32, OK Tigrod 12.60, OK Autrod 12.67, OK Autrod 12.18, OK Autrod 12.34, OK Tigrod 12.61, Pipeweld 70S-6 Plus Приволока порошковая OK Tubrod 14.10, OK Tubrod 15.60, FILARC PZ6125, Dual Shield 55, OK Tubrod 14.11, OK Tubrod 15.84, FILARC PZ6129, Dual Shield 62, OK Tubrod 14.27, OK Tubrod 15.06, FILARC PZ6103HS, FILARC PZ6138SR, OK Tubrodur 15.39, OK Tubrod 15.07, FILARC PZ6104, FILARC PZ6145, OK Tubrodur 15.50, OK Tubrod 15.07E, FILARC PZ6105R, FILARC PZ6146, OK Tubrod 15.60, OK Tubrod 15.08, FILARC PZ6111, FILARC PZ6148, OK Tubrodur 5.65, OK Tubrodur 15.09, FILARC PZ6111HS, FILARC PZ6149, OK Tubrodur 15.72, OK Tubrod 15.13, FILARC PZ6113, FILARC PZ6155, OK Tubrodur 15.79, OK Tubrod 15.13C, FILARC PZ6113S, FILARC PZ6166, OK Tubrodur 15.81, OK Tubrod 15.13S, FILARC PZ6114, FILARC PZ6168, OK Tubrodur 15.82, OK Tubrod 15.14, FILARC PZ6114S, FILARC PZ6176, OK Tubrodur 15.84, OK Tubrod 15.30, FILARC PZ6115, FILARC PZ6202, OK Tubrodur 15.85, OK Tubrod 15.31, FILARC PZ6116, FILARC PZ6204, OK Tubrodur 15.88, OK Tubrod 15.34, FILARC PZ6116S, FILARC PZ6222, OK Tubrod 15.35, FILARC PZ6119, FILARC PZ6225	06.05.2013
15	Фирма «UTP Schweißmaterial GmbH & Co. KG»	Сварочный флюс OK FLUX 10.00,OK FLUX 10.11,OK FLUX 10.40,OK FLUX 10.92,OK FLUX 10.03,OK FLUX 10.12,OK FLUX 10.42,OK FLUX 10.93, OK FLUX 10.05,OK FLUX 10.14,OK FLUX 10.45,OK FLUX 10.94,OK FLUX 10.06,OK FLUX 10.16,OK FLUX 10.47,OK FLUX 10.95, OK FLUX 10.07,OK FLUX 10.17,OK FLUX 10.50,OK FLUX 10.96,OK FLUX 10.09,OK FLUX 10.31,OK FLUX 10.90,OK FLUX 10.98, OK FLUX 10.10,OK FLUX 10.37	Электроплы UTP 068 НН, UTP 694, UTP Antinit DUR 300, UTP 700, UTP Antinit DUR 500, UTP 7000, UTP CHRONOS, UTP 7008, UTP 1915 HST, OK FLUX 10.00,OK FLUX 10.11,OK FLUX 10.40,OK FLUX 10.92,OK FLUX 10.03,OK FLUX 10.12,OK FLUX 10.42,OK FLUX 10.93, OK FLUX 10.05,OK FLUX 10.14,OK FLUX 10.45,OK FLUX 10.94,OK FLUX 10.06,OK FLUX 10.16,OK FLUX 10.47,OK FLUX 10.95, OK FLUX 10.07,OK FLUX 10.17,OK FLUX 10.50,OK FLUX 10.96,OK FLUX 10.09,OK FLUX 10.31,OK FLUX 10.90,OK FLUX 10.98, OK FLUX 10.10,OK FLUX 10.37	УТР 068 НН, УТР 2133 Мн, УТР 7013 Мн, УТР 2522 Мн, УТР 7015, УТР 2535 Мн, УТР 7015 HL, УТР 2949 W, УТР 7015 NK, УТР 3033 W, УТР 7015 Mo, УТР 3127 LC, УТР 7017 Mo, УТР 32, УТР 702, УТР 32 W, УТР 703 Kb, УТР 320, УТР 704 Kb, УТР 34, УТР 7100, УТР 34 N, УТР 711 B, УТР 3422, УТР 7200, УТР 343, УТР 722 Kb, УТР 3545 Nb, УТР 73 G2, УТР 387, УТР 73 G3, УТР 39, УТР 73 G4, УТР 4225, УТР 75, УТР 47, УТР 750, УТР 48, УТР 759 Kb, УТР 485, УТР 776 Kb, УТР 49, УТР 8, УТР 5 D, УТР 8 Ko,

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
15	Проволока стальная сварочная UTP A 2133 Mn, UTP A 2555 Nb, UTP A 63, UTP A 651, UTP A 660, UTP A 661, UTP A 68 Mo, UTP A 68 Mo LC, UTP A 6824 LC, UTP UP 63, UTP UP 68, UTP UP 6824 LC Принцип для науки UTP 1 M, UTP 570 K, UTP 3040, UTP 35, UTP 1 MR, UTP 6 M, UTP 3040M, UTP 36, UTP 100 M, UTP 3, UTP 3044M, UTP 7M, UTP 2 M, UTP 3034, UTP 306 M, UTP Trifolie, UTP 2 MR, UTP 31 NM, UTP 4 Флюсы UTP Flux 4 Mg, UTP Flux 570 Zn, UTP Flux HF, UTP Flux HLS, UTP Flux HLS-B, UTP Flux FX HLS-B, UTP Flux FX AGX, UTP Flux 4 NH	UTP 5 E, UTP 8 NC, UTP 5020 Mo, UTP 80 Ni, UTP 5048 Nb, UTP 80 M, UTP 5520 Co, UTP 807, UTP 6170 Co, UTP 81, UTP 6202 Mo, UTP 82, UTP 6208 Mo, UTP 82 Kg, UTP 6218 Mo, UTP 83 FN, UTP 6220 Mo, UTP 84 FN, UTP 6222 Al, UTP 85 FN, UTP 6222 Mo, UTP 86 FN, UTP 6225 Al, UTP 88 H, UTP 63, UTP 888, UTP 6302, UTP Celsit 701, UTP 65, UTP Celsit 706, UTP 65 D, UTP Celsit 712, UTP 651, UTP 653, UTP Celsit SN, UTP 66, UTP 665, UTP Celsit V, UTP 660, UTP DUR 250, UTP 661, UTP DUR 300, UTP 6615, UTP DUR 350, UTP 6635, UTP DUR 400, UTP 665, UTP DUR 550 W, UTP 6655 Mo, UTP 660, UTP 67 S, UTP DUR 650 Kg, UTP 670, UTP GNX-HD, UTP 672, UTP Ledurit 60, UTP 673, UTP Ledurit 61, UTP 690, UTP Ledurit 65	06.05.2013	
16	Электроды УОНИ-13/55, Монолит РЦ, АНО-4, АНО-21, АНО-3М, Монолит Св-08А, Св-08172С	21036 г. Винница, ул. Хмельницкое шоссе, 25/45 тел. (0432) 53-16-47	Электроды УОНИ-13/55, Монолит РЦ, АНО-4, АНО-3М, Монолит Св-08А, Св-08172С	14.07.2012
17	Электроды ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, НЖ-13, НИИ-48Г, УОНИ-13/НЖ/12Х13, ОЗЛ-17Y, ЦТ-15, ЦТ-15К, ЭА-395/9, ЭА-981/15, ЭА-48М/22, ЭА-400/10Г, ЭА-400/10У, ЗИО-8, ОЗЛ-9А, ОЗЛ-25Б, НИАТ-1, ЭА-606/11, ЭА-400/13, УОНИ-13/НЖ-2, ЦТ-25/2, ЦТ-10, КТИ-7, АНДКР-1, АНДКР-2, АНДКР-3У, НИАТ-5, ЦТ-28, ЦЛ-1Р, ОЗЛ-8Р, НЖ-13Р, ОЗЛ-9Р, НИИ-48ГР, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ЦЛ-17, ЦЛ-39, ЦУ-5, АРК-25, АРК-51, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/85, ЦН-6Д, ЦН-12М, ЦН-2, ОЗН-300М, ОЗН-400М, ЭН-60М, Г-590, Г-620, ГЕФЕСТ-6, ГЕФЕСТ-7, НР-70, ЦНИИ-4, Комсомолец-100, ЦЧ-4, МНЧ-2, ОЗЧ-4, ЦЛ-11, ДСТУ ISO 3581-A Z (199 Nb) В 2.2, ТМУ-21У, УОНИИ-13/55, АНР-2, АНР-2М, АНР-3, АНР-3, АНР-13/45А, МР-3, ОЗС-12, ДСК-50, УОНИ-13/НЖ/20Х13, ОЗЧ-1, ОЗЧ-2, ЦЧ-4А, ОЗА-2, ОЗЛ-32, ЦЛ-14, ОЗЛ-6, ОЗЛ-7, ЭА-85/23, НИАТ-6, НИАТ-6АМ, ЦТ-16, ЦЛ-16, ОЗЛ-1, ОЗЛ-16, ЦЛ-36, ЦЛ-9, ОЗЛ-41, ЭА-898/21, ОЗЛ/ЦТ-31М, ОЗЛ-19, ОЗЛ/ЦТ-45, ЭА-902/14, ИТС-44С, ЦТ-36, ЦЛ-20, ЦЛ-24, ЦЛ-48, ЦЛ-51, ТМЛ-5Л, УОНИ-13/45, УОНИ-13/65, УОНИ-13/55К, УОНИ-13/85/5, УОНИ-13/45/5, УОНИ-13/55М, АРК-13/55М, АНО-4, АНО-4, АНО-4Ж, АНО-21, АНО-24, ОЗС-17Н, Э-138/50Н, ОЗС-22НН1С, УОНИ-13/45МХ, ЦУ-2ХМ, ЦЛ-38, ЦЛ-45, ЦУ-6, ЦУ-7А, ЦУ-8, УОНИ-13/НЖ, УОНИ-13/НДК2, ЭА-606/10, ЦЛ-21, ЦЛ-48, ЦЛ-59, ЦТ-30, ЦЛ-58, РТ-45А, ЦЛ-52, ЦЛ-41, ЦЛ-56, ЦЛ-57, ЦЛ-60, ОЗЛ-7, ОЗЛ-20, ОЗЛ-22, ОЗЛ-25, ОЗЛ-35, ЦЛ-25/1, ЦТ-24, ЦТ-26, ЦТ-26М, ЦТ-45, ЦТ-50, ЭА-898/21А, ЭА-898/21Б, ЭА-902/14, 48А-1, 48А-1Т, 48-2, 48-2T, КТИ-5, КТИ-7А, КТИ-10, ИМЕТ-10, ЛМЗ-1, АНВ-32М, АНВ-32МБ, ОЗЛ-14А, ОЗЛ-27, ОЗЛ-28, АНО-4, ОЗР-1, ОЗР-2, ОЗЖН-1, ОЗЧ-3, ВПН-1, РТ-45АА Проволока порошковая MEGAFIL ® 713R -A, MEGAFIL ® 710 M-A, MEGAFIL ® 715B -A, MEGAFIL ® 821R-A, MEGAFIL ® 822R-A, MEGAFIL ® 240 M-A, METTMARK ® R16 Проволока сплошного сечения Св-08А, Св-08ТА, Св-10Г2, Св-08172С-O, Св-04Х19Н9, Св-06Х19Н9Т, Св-04Х19Н11М3, Св-10Х16Н25АМ6, Св-07Х25Н13, Св-08Х20Н9Г7Т, М1, Л63, МНЖКТ 5-1-0.2-0.2	Электроды УОНИ-13/45, УОНИ-13/55ФК, ДБСК-55 МР-3, МР-3А, АНО-4, АНО-6, АНО-21 АНО-4, АНО-36, АНО-ТМ, МР-3, МР-3А, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45А	24.02.2015	
18	Электроды УОНИ-13/45, УОНИ-13/55ФК, ДБСК-55 МР-3, МР-3А, АНО-4, АНО-6, АНО-21 АНО-4, АНО-36, АНО-ТМ, МР-3, МР-3А, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45А	49127 г. Днепропетровск, ул. Базовая, 4 тел.: (0562) 36-67-01 факс: (0562) 36-67-01	Украинско- латвийское ООО и ИИ «Бадм, ЛТД» ООО «Северсталь- метиз; сварочные материалы»	21.04.2011
19	Электроды УОНИ-13/45, УОНИ-13/55ФК, ДБСК-55 МР-3, МР-3А, АНО-4, АНО-6, АНО-21 АНО-4, АНО-36, АНО-ТМ, МР-3, МР-3А, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55, УОНИ-13/45А	Россия, 302025, г. Орел ул. Раздольная, 105	06.06.2012	

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата	
26	Фирма «Soudokay S.A.»	Бельгия -Rue de l'Yser, 2 B-7180 SENEFFE BELGIUM	Проволока порошковая SK 089-O, SK 350-G, SK 820-O, SK BU-S, SK 13Cr-4Ni-G, SK 350-O, SK 825-M, SK CANE-GRIP-B, SK 14Mn-O, SK 370-O, SK 828-M, SK CANE-GRIP-S, SK 162C-O, SK 385-SA, SK 830-MF, SK CrMo15-SA, SK 162-O, SK 402-G, SK 835-G, SK CRM021NI-O, SK 19,17,5L-Q, SK 402-O, SK 840-MF, SK CrNi-25-4-G, SK 20CrMo-SA, SK 402-S, SK 845-G, SK D 11-G, SK 218-O, SK 410C-G, SK 848-M, SK D 12-G, SK 219-S, SK 410NiMo-SA, SK 850-MF, SK D 15-G, SK 228-G, SK 410-SA, SK 850-G, SK D 16-G, SK 228-O, SK 415-O, SK 858-M, SK D 20-G, SK 235-M, SK 415-SA, SK 860-MF, SK D 25-G, SK 420-O, SK 865-G, SK D 35-G, SK 424-O, SK 866-C-O, SK D 35-S, SK 242-OMOD, SK 420-SA, SK 866-O, SK D 40-G, SK 242-S, SK 430C-SA, SK 868-M, SK D 45-G, SK 430-G, SK 870-MF, SK D 46-G, SK 252-O, SK 430HC-O, SK 878-M, SK D 7-G, SK 252-S, SK 430M-0-SA, SK 900 Ni-G, SK D 8-G, SK 255-O, SK 450-G, SK 460-O, SK A 40-O, SK EHC65, SK 255-S, SK 430-O, SK 900-O, SK F-EHCt65-G, SK 256-O, SK 450-G, SK A 12-O, SK FN-G, SK 257-O, SK 460-O, SK A 40-O, SK FNMG, SK 258 L-O, SK 461C-SA, SK A 43-O, SK FNMS-G, SK 258 L-SA, SK A 43-OB, SK NiCt3-G, SK 258 NC-SA, SK 500-G, SK A 43-OB-LI, SK Soudocore 55-NiO, SK 258 TIC-G, SK 519-G, SK A 43-OSP, SK STELKAY 12-G, SK 258 TIC-O, SK 59-G, SK A 43-S, SK STELKAY 1-G, SK 258-G, SK 600-G, SK 45W-O, SK STELKAY 21-G, SK 258L-G, SK 624-O, SK A 45-O, SK STELKAY 21L-G, SK 258-O, SK 625-G, SK A 45-OSP, SK STELKAY 25-G, SK 258-SA, SK 650-G, SK A 45-S, SK STELKAY 400-M, SK 260-M, SK 714-N-O, SK A 46-O, SK STELKAY 50-G, SK 262-M, SK 740 H-SA, SK A 67-O, SK STELKAY 6 AG, SK 263-SA, SK 740 L-SA, SK A 70-G, SK STELKAY 6 G, SK 265-M, SK 740-DK, SK A 83-OSP, SK TC5-O, SK 275-O, SK 740-SA, SK AP-G, SK TOOL-ALLOY C-G, SK 299-O, SK 741-G, SK AP-O, SK TOOL-ALLOY Co-G, SK 307-G, SK 741-O, SK AP-OSP, SK TUBINOX-G307, SK 309Mo-O, SK 742N-SK, SK AP-S, SK U520Co-G, SK 309-O, SK 785-O, SK BU-C1, SK 332-G, SK 322-G, SK U520-G SP, SK 795-O, SK BU-O, SK ANTINIT 300, SK ANTINIT 500	Фильтры	10.03.2014
27	Фирма «Castolin Eutectic Ireland Ltd.»	36 Magna Avenue, Magna Business Park, Citywest, Dublin 24 - Ирландия	Ленты Soudotape 20.25.5 LCu,Soudotape A,Soudotape 21.11 LNb,Soudotape B, Soudotape 21.13.3 L, Soudotape CuNi30,Soudotape 22.11 L,Soudotape NiC3, Soudotape 22.6.3 L,Soudotape NiC3H, Soudotape 22.9.3 L,Soudotape NiCrMo22, Soudotape 24.12 LNb,Soudotape NiCrMo4, Soudotape 308 L,Soudotape NiCrMo59,Soudotape 309 L,Soudotape NiCrMo7, Soudotape 310 MM, Soudotape NiCu7,Soudotape 316 L,Soudotape NTi,Soudotape 347,Soudotape S 258, Soudotape 410 L,Soudotape S 307,Soudotape 410 NM,Soudotape S 309 LNB,Soudotape 420, Soudotape S 32.27,Soudotape 430,Soudotape S CoCr21,Soudotape 430 L,Soudotape S CoCr16, Soudotape 430 LN,Soudotape S CrNi26.22Mn, Soudotape 625,Soudotape S CrNi32.27Mn, Soudotape 825	Электроприборы Castinox D, Castinox E, Chamfertrode, CutTrode, EutecDur, EutecTrod, EutecTrod E, EutecTrod EC, EutecTrod X, EutecTrod XHD, Xiper, XuperAbratec, EutecDur, XuperNucleoTec Проволока сварочная порошковая ARC, EnDoece, Eutronic Arc, TeroMatic OTW Порошки Eutalloy, Eutalloy RW, Eutalloy RW PE, Eutalloy SF PE, Eutalloy ChromTec, DuroTec, Eutalloy LubroTec, NiTec, PM, Proxon, Rototec PE, Proxon PR, UltraBond, CobaltTec, Eutalloy CoroResist, HardTec, Rototec, Eutalloy PE, Eutalloy SF, Gritalloy, TungTec, UltraAlloy	13.07.2014
28	Фирма «Messer Eutectic Castolin»	22 Av. du Quebec - Z.A. Courtabœuf 1-Villebon B.P. 325 FR - 91958, Courtabœuf CEDEX - Франция	Сварочные материалы для пайки Castolin, Baguette, Baguette RB, Baguette Xuper, Fil, Paleczka, Paste, Paste Castosil, Stab Фильтры для пайки Castolin, Activatec, Alutin, CastoClean, Flux, Glass Flux, PastaFlux, Paste, SuperFlux, Thinner, Topnik, Castomask, Solution R	13.07.2014	

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
29	Фирма «CASTOLIN GmbH»	Gutenbergstraße, 10 D-65830 Kriffl - Германия	Электроды Castolin, CP, E, EC, EutecTrode, ToolTec, XuperAbraTec, UltraMax, Ultimium Приводки и прутки с плоского сечения CastoTig, CastoMag, CP, LaserTech, Castolin, CastoWig Порошковые проволоки CastoDur, CastoDur EG, EnDote, TeroMatec, ToolTec Порошок для наплавки EuTroLoy	13.07.2014
30	Фирма «Drahtzug Stein wire & welding»	D-67317 Alteiningen, Tastrasse, 2, Германия	Приводка порошковая MEGAFIL 710 M, MEGAFIL 713 R, MEGAFIL 731 B, MEGAFIL 821R, MEGAFIL 822R Приводка стальная сварочная SDA 2, SDA S2 Флюс марки ST 65	12.10.2011
31	ООО «МЕТИЗ-ПРЕЙД»	69002 г. Запорожье, ул. Артёма, 67, к.55	Приводка стальная сварочная Св-08Г2С, Св-08Г2С-О	23.11.2011
32	ОАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича»	875054 г. Мариуполь, ул. Левченко, 1	Электроды АНО-4, МР-3, УОНИ-13/45, УОНИ-13/55 Приводка стальная сварочная Св-08, Св-08А, Св-08Г2С	30.01.2013
33	ООО «ПОЛИМЕТ»	830004, г. Донецк, ул. Университетская, д. 118 Т-620	Электроды АНО-4, АНО-21, АНО-24, АНО-4Ж, МР-3М, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55CM, ЦЛ-11, ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЭА-400/10У, ЦЧ-4, МНЧ-2, ЗИО-8, ЭА-395/9, ЭА-981/15, ЦУ-5, ЦЛ-39, НИИ-48Г, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМУ-21У, ЭН-60М, ЦН-6Л, Г-590, Т-620 Приводка стальная сварочная Св-08, Св-08А, Св-08Г2С, Св-10ХМ	04.03.2011
34	МП ВП «ТЕФЕСТ»	03150 г. Киев, ул.Баженко 11	Электроды ОЗЛ-6, ОЗЛ-8, ЦЛ-11, НИИ-48Г, НЖ-13, ЭА-395/9, ЭА-981/15, ЭА-48М/22, ЭА-400/10У, ЭА-400/10Т, ЗИО-8, ОЗЛ-9А, ОЗЛ-25Б УОНИ 13НЖ, КТИ-7, АНКР-1, АНКР-2, НИАТ-5, ЦТ-28, ОЗЛ-17У, ЦТ-15, АНО-4, УОНИ 13/45, УОНИ 13/55, УОНИ 13/85, ЦУ-5, ЦЛ-39, ТМЛ-1У, ТМЛ-3У, ТМУ-21У, Т-590, ГР-70, ГЕФЕСТ-6, ГЕФЕСТ-7, ЦН-6Л, ЦН-12М, ЦНИИ-4, ОЗН 300М, ОЗН 400М, ЭН-60М, ЦН-2, ЦЧ-4, ОЗЧ-4, МНЧ-2, Комсомолец-100	15.02.2013
35	Фирма «Beohlen» Schweisstechnik Deutschland		Электроды UTP 068 HH, UTP 7200, Phoenix SH Multifil 130, UTP Antinit DUR 300, UTP 722 Kb, Phoenix SH Multifil 180, UTP Antinit DUR 500, UTP 730, Phoenix SH Ni 2 K 100, UTP CHRONOS, UTP 73 G2, Phoenix SH Ni 2 K 130, UTP 1915 HST, UTP 73 G3, Phoenix SH Ni 2 K 70, UTP 2133 Mn, UTP 73 G4, Phoenix SH Ni 2 K 90, UTP 2522 Mo, UTP 75, Phoenix SH Patinax Kb, UTP 2535 Nb, UTP 750, Phoenix SH Schwarz 3 K, UTP 2949 W, UTP 759 Kb, Phoenix SH Schwarz 3 K Ni, UTP 3033 W, UTP 776 Kb, Phoenix SH Schwarz 3 MK, UTP 3127 LC, UTP 8, Phoenix SH Schwarz 3 TR, UTP 32, UTP 8 Ko, Phoenix SH V 1, UTP 32 W, UTP 8 NC, Phoenix SH V 370, UTP 320, UTP 80 Ni, Phoenix Spezial D, UTP 34, UTP 80 M, Thermanit 13/04, UTP 34 N, UTP 807, Thermanit 17, UTP 3422, UTP 81, Thermanit 17/06, UTP 343, UTP 82, Thermanit 18/17 EW, UTP 3545 Nb, UTP 82 K9, Thermanit 19/15 H, UTP 387, UTP 83 FN, Thermanit 20/10 W, UTP 389, UTP 84 FN, Thermanit 20/10 W 140 K, UTP 39, UTP 85 FN, Thermanit 20/16, UTP 4225, UTP 86 FN, Thermanit 20/16 SM, UTP 47, UTP 88 H, Thermanit 20/25 CuW, UTP 48, UTP 888, Thermanit 21/33 So, UTP 49, UTP Celsit 701, Thermanit 22/09 UTP 5 D, UTP Celsit 712, Thermanit 23/11 MoZL W, UTP 5020 Mo, UTP Celsit 721, Thermanit 25/09 CuT, UTP 5048 Nb, UTP Celsit SN, Thermanit 25/09 CuW, UTP 5520 Co, UTP Celsit V, Thermanit 25/14 EW 309L-17, UTP 6170 Co, UTP DUR 250, Thermanit 25/22 H, UTP 6202 Mo, UTP DUR 300, Thermanit 25/35 R, UTP 6208 Mo, UTP DUR 350, Thermanit 30/10 W, UTP 6218 Mo, UTP DUR 400, Thermanit 30/40 E, UTP 6220 Mo, UTP DUR 550 W, Thermanit 30/40 EW, UTP 6222 Al, UTP DUR 600, Thermanit 30/4 H Cu, UTP 6222 Mo, UTP DUR 650 Kb, Thermanit 35/45 Nb, UTP 6225 Al, UTP GNX-HD, Thermanit 61/7, UTP 63,	24.06.2015

№ п/п	Наименование предприятия	Адрес	Сертифицированная продукция	Дата окончания действия сертификата
			<p>24.06.2015 UTP Ledurit 60, Thermanit 625, UTP 63 Kb, UTP Ledurit 61, Thermanit A Spezial, UTP 6302, UTP Ledurit 65, Thermanit ATS 4, UTP 65, Phoenix 120 K, Thermanit AW, UTP 65 D, Phoenix Blau, Thermanit C, UTP 651, Phoenix Blau Mo, Thermanit Chromo 9 V, UTP 653, Phoenix Cel 70, Thermanit Chromo T 91, UTP 66, Phoenix Cel 75, Thermanit CM, UTP 660, Phoenix Cel 80, Thermanit CR, UTP 661, Phoenix Cel 90, Thermanit CW 3.10-16, UTP 6615, Phoenix Gr?n, Thermanit D, UTP 663.5, Phoenix Gr?n M, Thermanit DW, UTP 665, Phoenix Gr?n T, Thermanit Fe Ni, UTP 6655 Mo, Phoenix K 50, Thermanit GE Spezial, UTP 67 S, Phoenix K 50 R, Thermanit GEW 316L-17, UTP 670, Phoenix K 90 S, Thermanit GEWF, UTP 672, Phoenix Nut S, Thermanit HE Spezial, UTP 673, Phoenix 6013, Thermanit HW, UTP 690, Phoenix 7018, Thermanit JE Spezial, UTP 694, Phoenix Chromo 5, Thermanit JEW 308L-17, UTP 700, Phoenix Rot R 160 S, Thermanit L, UTP 7000, Phoenix SH Blau, Thermanit LW, UTP 7008, Phoenix SH Chromo 2 KS, Thermanit MTS 4, UTP 7010, Phoenix SH Gelb, Thermanit MTS 616, UTP 7013 Mo, Phoenix SH Gelb B, Thermanit MTS 911, UTP 7015, Phoenix SH Gelb R, Thermanit Ni 55, UTP 7015 HL, Phoenix SH Gelb S, Thermanit Nickel A, UTP 7015 NK, Phoenix Gelb T, Thermanit Nico 182, UTP 7015 Mo, Phoenix SH Gr?n K 52 W, Thermanit Nicro 82, UTP 7017 Mo, Phoenix SH Gr?n K 70, Thermanit NiMo 100, UTP 702, Phoenix SH Gr?n K 70 W, Thermanit Nimo C 24, UTP 703 Kb, Phoenix SH Gr?n TB, Thermanit P23, UTP 704 Kb, Phoenix SH Kupfer 1 K, Thermanit P24, UTP 7100, Phoenix SH Kupfer 3 KC, Thermanit X, UTP 711 B, Phoenix SH Lila R, Thermanit XW</p> <p>Продюкция сплошного сечения</p> <p>UTP A 068 HH, UTP A 80 Ni, Thermanit Nicro 82, UTP A 3545 Nb, Thermanit Nimo C, UTP A 6106 Co, Thermanit 35/45 Nb, Thermanit Nimo C 24, UTP A 6222 Mo, Thermanit 617, Union FeNi 60 H IG, UTP A 6225 Al, Thermanit 625, Union FeNi 60 IG, UTP A 80 M, Thermanit 690, UTP A 2133 Mn, Thermanit 17/15 TT, Thermanit A, UTP A 2535 Nb, Thermanit 1720, Thermanit A Si, UTP A 63, Thermanit 1740, Thermanit ATS 4, UTP A 651, Thermanit 18/17 E Mn, Thermanit C, Si, UTP A 660, Thermanit 19/15, Thermanit CR, UTP A 661, Thermanit 20/10, Thermanit D, UTP A 68, Thermanit 20/16 SM, Thermanit GE-316L, UTP A 68 Mo, Thermanit 20/25 Cu, Thermanit GE-316L, UTP A 68 Mo LC, Thermanit 21/33 So, Thermanit H Si, UTP A 6824 LC, Thermanit 22/09, Thermanit H-347, UTP UP 63, Thermanit 25/09 Cut, Thermanit JE-308L, UTP UP 68, Thermanit 25/14 E-309L, Thermanit JE-308L Si, UTP UP 6824 LC, Thermanit 25/14 E-309L Si, Thermanit 13/04, Thermanit 25/35 R, Thermanit MTS 4 Si, Thermanit 13/04 Si, Thermanit MTS 61/6, Thermanit 14 K Si, Thermanit 30/10, Thermanit MTS 911, Thermanit 1610 Si, Thermanit 409 CB, Thermanit 17, Thermanit 430L CB, Thermanit 17/06, Thermanit 439 Ti, UTP A 2133 Mn, Thermanit 18/17 E Mn, Thermanit A, UTP A 2522 Mo, Thermanit 19/15*, Thermanit ATS 4, UTP A 2535 Nb, Thermanit 20/16 SM, Thermanit C, Si, UTP A 63, Thermanit CR, UTP A 651, Thermanit 21/33, Thermanit D, UTP A 660, Thermanit 21/33 So, Thermanit GE-316L, UTP A 661, Thermanit 22/09, Thermanit H-347, UTP A 68, Thermanit 25/09 Cut, Thermanit JE-308L, UTP A 68 Mo, Thermanit 25/14 E-309L, Thermanit MTS 3, UTP A 68 Mo LC, Thermanit MTS 4 Si, UTP A 6824 LC, Thermanit 25/35 R, Thermanit X, UTP A 651, Thermanit 25/35 Zr, Thermanit 13/04 Si, Thermanit 304 H Cu, UTP A 32, UTP A 3422, UTP A 384, UTP A 320, UTP A 320, UTP A 3444, UTP A 387, UTP A 34, UTP A 34 N, UTP A 381, UTP A 32, UTP A 3422, UTP A 384, UTP A 320, UTP A 3444, UTP A 387, UTP A 34 N, UTP A 381, UTP A 47, UTP A 485, UTP A 495, UTP A 495, UTP A 493, UTP A 495 Mn, UTP A 47, UTP A 495, Union AIMg 3, UTP A 48, UTP A 495 Mn, Union AIMg 4.5 Mn, UTP A 485, Union Al 99.5, Union AIMg 4.5 MnZr, UTP A 493, Union AIMg 2.7 Mn 0.8, Union AIMg 5, Union AISi 5, Union 37, Union Schwarz, Thermanit MTS 3, Union Rob 2, Union S 3 Mo Ti B, Thermanit MTS 616, Union Rob 3, Union S 3 NiMo, Thermanit MTS 911, Union S 1 CrMo 2, Union S 3 NiMo 1, Union I CrMo, Union S 1 CrMo 2 V, Union S 3 NiMoCr, Union 1 CrMo 5, Union S 3 Ti B, Union 1 Mo, Union S 1 Mo 1.2, Union S 4 Mo, Union K 40, Union S 2 CrMo, Union S P 23, Union K 5 Ni, Union S 2 Mo, Union S P 24, Union K 52, Union S 2 Ni 2.5, Union SG 2-H, Union K 56, Union S 2 Ni 3.5, Union SG 3-H, Union MoNi, Union S 2 Ni 370, Union X 85, Union Ni 2.5, Union S 2 NiMo 1, Union X 90, Union NiMoCr, Union S 3 Mo, Union X 96, Union Patinax, Union S 1, Union S 2, Union S 2 Si, Union S 3, Union S 3 Si</p> <p>Флюсы</p> <p>UTP Flux 4 Mg, Marathon 431, UV 400, UTP Flux 570 Zn, Marathon 444, UV 418 TT, UTP Flux HF, Marathon 543, UV 420 TT / UV 420 TT-LH, UTP Flux HLS, UA 600, UV 420 TTR / UV 420 TTR-W, UTP Flux HLS-B, UV 305, UV 420 TTRC, UTP Flux EX 570 F, UV 306, UV 421 TT, UTP Flux AGX, UV 309 P, UV 430 TTR-W, UTP ESP, UV 310 P, UV P24, Marathon 104, UV 310 D, UV P23, Marathon 213, UTP 57 Pa, UTP 57 Pa/12, UTP 570 Pa, UTP 573 Pa, UTP 7 Pa</p>	

Н. А. Проценко, аудитор,
руководитель группы сертификации материалов ГП НТЦ «СЕПРОЗ»

ПОДПИСКА — 2011 на журнал «Автоматическая сварка»

Стоймость подписки через редакцию*	Украина		Россия		Страны дальнего зарубежья	
	на полугодие	на год	на полугодие	на год	на полугодие	на год
	480 грн.	960 грн.	2100 руб.	4200 руб.	78 дол. США	156 дол. США
*В стоимость подписки включена доставка заказной бандеролью.						

Если Вас заинтересовало наше предложение по оформлению подписки непосредственно через редакцию, заполните, пожалуйста, купон и отправьте заявку по факсу или электронной почте.

Контактные телефоны: (38044) 200-63-02, 200-82-77; факс: (38044) 200-54-84, 200-82-77.

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

ПОДПИСНОЙ КУПОН

Адрес для доставки журнала _____

Срок подписки с	_____	20	г. по	_____	20	г. включительно
Ф. И. О.						
Компания						
Должность						
Тел., факс, E-mail						



РЕКЛАМА в журнале «Автоматическая сварка»

Обложка наружная, полноцветная

Первая страница обложки (190×190мм) — 700\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 550\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 500\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 600\$

Обложка внутренняя, полноцветная

Первая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Вторая страница обложки (200×290мм) — 400\$

Третья страница обложки (200×290мм) — 340\$

Четвертая страница обложки (200×290мм) — 340\$

Внутренняя вставка

Полноцветная (разворот А3) (400×290мм) — 570\$

Полноцветная (200×290мм) — 340\$

Полноцветная (200×142мм) — 170\$

Реклама в разделе информации

Полноцветная (165×245мм) — 300\$

Полноцветная (165×120мм) — 170\$

Полноцветная (82×120мм) — 80\$

- Оплата в гривнях или рублях РФ по официальному курсу

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

- Статья на правах рекламы (страница А4, 170×240мм) — 170\$

- При заключении рекламных контрактов на сумму, превышающую 1000\$, предусмотрена гибкая система скидок

Технические требования к рекламным материалам

- Размер журнала после обрези 200×290мм

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

Все файлы в формате IBM PC

- Corel Draw, версия до 10.0

- Adobe Photoshop, версия до 7.0

- QuarkXPress, версия до 7.0

- Изображения в формате TIFF, цветовая модель CMYK, разрешение 300 dpi

- К файлам должна прилагаться распечатка (макеты в формате Word не принимаются)

Подписано к печати 17.03.2011. Формат 60×84/8. Офсетная печать. Усл. печ. л. 9,04.

Усл.-отт. 9,84. Уч.-изд. л. 10,24 + 4 цв. вклейки. Цена договорная.

Печать ООО «Фирма «Эссе». 03142, г. Киев, просп. Акад. Вернадского, 34/1.