



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

РЕДАКЦИОННАЯ КОЛЛЕГИЯ:

Главный редактор
Б. Е. ПАТОН

Ю. С. Борисов, Н. М. Воропай,
В. Ф. Грабин, Ю. Я. Грецкий,
В. Н. Замков, А. Т. Зельниченко,
А. Я. Ищенко, С. И. Кучук-Яценко,
Ю. Н. Ланкин,
В. К. Лебедев (зам. гл. ред.),
В. Н. Липодаев (зам. гл. ред.),
Л. М. Лобанов, А. А. Мазур,
В. И. Махненко, Л. П. Мойсов,
В. Ф. Мошкин, О. К. Назаренко,
В. В. Пешков, И. К. Походня,
И. А. Рябцев, Ю. А. Стеренбоген,
Б. В. Хитровская (отв. секр.),
В. Ф. Хорунов, В. К. Шелег,
К. А. Юценко

**МЕЖДУНАРОДНЫЙ
РЕДАКЦИОННЫЙ СОВЕТ:**

И. Арата (Япония),
Н. П. Алешин (Россия),
И. Гривняк (Словакия),
У. Дилтей (Германия),
Е. А. Дорошкевич (Беларусь),
П. Зайффарт (Германия),
А. С. Зубченко (Россия),
К. Иноуэ (Япония),
К. Мацубучи (США),
Н. И. Никифоров (Россия),
Б. Е. Патон (Украина),
Я. Пиллярчик (Польша)

Адрес редакции:

03680, Украина, г. Киев-150,
ул. Боженко, 11
Институт электросварки
им. Е. О. Патона НАН Украины
Тел.: (044) 227 63 02, 269 26 23
Факс: (044) 268 04 86
E-mail: office@paton.kiev.ua
tomik@mac.relc.com
http://www.nas.gov.ua/pwj

Редакторы:

Е. Н. Казарова, В. И. Котляр,
Г. В. Ольшевская

Электронная верстка:

И. С. Баташева, И. Р. Наумова,
И. В. Петушков, Т. Ю. Снегирева

Свидетельство

о государственной регистрации
КВ 4788 от 09.01.2001

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

СОДЕРЖАНИЕ

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

- Замков В.Н., Прилуцкий В.П., Петриченко И.К., Вржижевский Э.Л., Топольский В.Ф.** Влияние способа сварки плавлением на свойства соединений сплава Ti-6Al-4V 3
- Елагин В.П., Снисарь В.В., Савицкий М.М., Гордань Г.Н., Васильев В.Г., Дорошенко Л.К.** Химическая и структурная неоднородности в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом при сварке в защитных газах 8
- Звягинцева А.В., Юценко К.А., Савченко В.С.** Влияние структурных изменений при высокотемпературном нагреве на характеристики пластичности никелевых сплавов 14
- Васенин Ю.Л., Загребельный А.А., Зельниченко А.Т., Кривцун И.В., Шулым В.Ф.** Моделирование тепловых процессов при ремонте трубопроводов в условиях космоса 19
- Дмитрик В.В., Шевченко В.В.** К эффективности использования тепла расплава ванны 25
- Гончаров И.А., Пальцевич А.П., Токарев В.С., Вебля Т.С., Харченко Н.П.** О форме существования водорода в сварочных плавящихся флюсах 28
- Попов С.Н.** Оптимизация химического состава наплавленного металла деталей для работы в условиях абразивного изнашивания 33

ПРОИЗВОДСТВЕННЫЙ РАЗДЕЛ

- 40 лет пилотируемой космонавтики 37
- Ланкин Ю.Н., Гавриш С.С.** Устройство обеспечения безопасности работы в космосе ручным электронно-лучевым сварочным инструментом 38
- Булацев К.А., Булацев А.А.** Система контроля за положением ручного электронно-лучевого инструмента 41
- Точин В.В., Юценко Б.И., Русинов П.П., Демьяненко В.В., Паламарчук Т. Е.** Система безопасности электронно-лучевого инструмента 44
- Прокофьев А.С., Письменный А.С., Бондарев В.А., Бондарев А.В.** Индукционная сваркопайка безарматурных тройниковых соединений труб 46
- Нестеренко Н.П., Сенченков И.К., Червинко О.П., Дяченко С.М.** Проектирование многоступенчатых волноводов-инструментов для ультразвуковой сварки термопластичных материалов 51
- Найда В.Л., Мозжухин А.А., Гетьман В.В., Пышный В.М., Тороп В.М.** Комплексный подход в техническом освидетельствовании трубопроводов при автоматизированной УЗК стыковых сварных швов 54

КРАТКИЕ СООБЩЕНИЯ

- Петушков В.Г., Титов В.А.** Параметры ударно-волнового нагружения для снятия остаточных сварочных напряжений обработкой взрывом 59
- Стажировка в Германии 61
- Диссертации на соискание ученой степени 62
- Патенты в области сварочного производства 62
- По зарубежным журналам 64
- Новая книга 67

- РЕКЛАМА** 68

Журнал «Автоматическая сварка» выходит на английском языке под названием
«The Paton Welding Journal»

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

EDITORIAL BOARD:

Editor-in-Chief

B. E. PATON

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

**THE INTERNATIONAL
EDITORIAL COUNCIL:**

I. Arata (Japan),
N. P. Alyoshin (Russia),
I. Hrivnak (Slovakia),
U. Diltey (Germany),
E. A. Doroshkevich (Belorus),
P. Seyffarth (Germany),
A. S. Zubchenko (Russia),
K. Inoue (Japan),
K. Masubuchi (USA),
N. I. Nikiforov (Russia),
B. E. Paton (Ukraine),
Ya. Piliarchik (Poland)

Address:

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

Editors:

E. N. Kazarova, V. I. Kotlyar,
G. V. Olshevskaya
Electron galley
I. S. Batasheva, I. R. Naumova,
T. Yu. Snegireva, I. V. Petushkov

CONTENTS

SCIENTIFIC AND TECHNICAL

Zamkov V. N., Prilutsky V. P., Petrichenko I. K., Vrzhezhevsky E. L., Topolsky V. F. Effect of method of fusion welding on properties of the Ti-6Al-4V alloy joints	3
Elagin V. P., Snisar V. V., Savitsky M. M., Gordan G. N., Vasiljev V. G., Doroshenko L. K. Chemical and structural inhomogeneity in the fusion zone of low-carbon steel with austenitic weld in a shielded-gas welding	8
Zvyagintseva A. V., Yushchenko K. A., Savchenko V. S. Effect of structural changes in high-temperature heating on characteristics of ductility of nickel alloys	14
Vasenin Yu. L., Zagrebely A. A., Zelnichenko A. T., Krivtsun I. V., Shulym V. F. Modelling of heat processes in repair of pipelines under the space conditions	19
Dmitrik V. V., Shevchenko V. V. Efficiency of using the molten pool heat	25
Goncharov I. A., Paltsevich A. P., Tokarev V. S., Veblaya T. S., Kharchenko N. P. About the form of hydrogen presence in welding fused fluxes	28
Popov S. N. Optimizing of chemical composition of deposited metal of components operating under the conditions of abrasive wear	33

INDUSTRIAL

40 years of the manned cosmonautics	37
Lankin Yu. N., Gavrish S. S. Device for providing safe operation of the hand electron beam welding tool in space	38
Bulatsev K. A., Bulatsev A. A. System of control of hand electron beam tool position	41
Tochin V. V., Yushchenko B. I., Rusinov P. P., Demjanenko V. V., Palamar-chyk T. E. Safety system of electron beam tool	44
Prokofjev A. S., Pismenniy A. S., Bondarev V. A., Bondarev A. V. Induction braze welding of fittingless T-joints of pipes	46
Nesterenko N. P., Senchenkov I. K., Chervinko O. P., Djachenko S. M. Designing of multistage waveguides-tools for ultrasonic welding of thermoplastic materials	51
Naida V. L., Mozhukhin A. A., Getman V. V., Pyshniy V. M., Torop V. M. Integrated approach in technical inspection of pipelines using automated UST of butt welds	54

BRIEF INFORMATION

Petushkov V. G., Titov V. A. Parameters of shock-wave loading for relieving residual welding stresses by explosion treatment	59
Probation in Germany	61
Theses for scientific degree	62
Patents in the field of welding	62
Review of foreign journals	64
New book	67

ADVERTISING	68
--------------------------	----

*Journal "Avtomaticheskaya Svarka" is published in English under the title
«The Paton Welding Journal».*

Concerning publication of articles, subscription and advertising, please, contact:
tel.: (380 44) 227 67 57, fax: (380 44) 227 46 77, E-mail: tomik@mac.relc.com



ВЛИЯНИЕ СПОСОБА СВАРКИ ПЛАВЛЕНИЕМ НА СВОЙСТВА СОЕДИНЕНИЙ СПЛАВА Ti-6Al-4V

В. Н. ЗАМКОВ, д-р техн. наук, **В. П. ПРИЛУЦКИЙ**, канд. техн. наук,
И. К. ПЕТРИЧЕНКО, **Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ**, инженеры, **В. Ф. ТОПОЛЬСКИЙ**, канд. техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

С учетом особенностей термических циклов лазерной сварки сравниваются механические и коррозионные свойства соединений сплава Ti-6Al-4V, выполненных дуговой, электронно-лучевой и лазерной сваркой. Установлено, что склонность металла швов, полученных лазерной сваркой, к растрескиванию под напряжением в агрессивной среде на порядок выше, чем дуговой. Отжиг сварных соединений не уменьшает их чувствительность к возникновению трещин.

Ключевые слова: дуговая сварка, электронно-лучевая сварка, лазерная сварка, титановые сплавы, механические свойства, коррозионная стойкость под напряжением

В последние годы зафиксирована устойчивая тенденция к расширению сферы применения лазерной сварки в авиа- и судостроении, автомобильной промышленности и др. [1–5]. Основными аргументами в пользу замены дуговых способов сварки лазерными является возможность резко увеличить производительность (скорость сварки), сократить (в ряде случаев полностью исключить) расход сварочных материалов, снизить трудоемкость подготовки кромок под сварку при выполнении швов на металле средней толщины, уменьшить деформации сварных (особенно листовых) конструкций. В то же время следует отметить, что количество публикаций, которые посвящены оценке свойств соединений, выполненных лазерной сваркой из различных конструкционных материалов, например из сплавов титана, весьма незначительное. Поскольку, однако, для лазерной сварки характерны чрезвычайно высокие температурные градиенты, скорости нагрева и охлаждения металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) [6–8], для ее успешного применения необходимы всесторонние исследования влияния жестких термических циклов, свойственных этому способу, на работоспособность сварных соединений.

Цель данной работы заключается в проведении сравнительных исследований механических свойств и склонности к коррозионному разрушению сварных соединений сплава Ti-6Al-4V, выполненных лазерным, электронно-лучевым и дуговым способами сварки вольфрамовым электродом по слою флюса [9].

Выбор в качестве объекта исследований сплава Ti-6Al-4V обусловлен тем, что он широко применяется в промышленном производстве сварных конструкций как в странах дальнего зарубежья (марка Grade 5), так и в СНГ (марка ВТ6), хорошо сваривается и детально изучен.

Химический состав и механические свойства образцов основного металла, используемого в работе (табл. 1, 2), свидетельствуют о том, что они полностью отвечают требованиям как ASTM, так и стандарта России на листовые полуфабрикаты из сплава Ti-6Al-4V.

Стыковые соединения (рис. 1) из пластин размерами 6×200×300 мм сваривали с применением CO₂-лазера мощностью 5 кВт, установки для электронно-лучевой сварки УЛ144 (энергоблок ЭЛА 60/60) и промышленного оборудования для дуговой сварки титана вольфрамовым электродом. В последнем случае использовали флюс марки АНТ-25А. В качестве защитного газа при лазерной сварке применяли гелий, а при дуговой — аргон. Режимы сварки (табл. 3) во всех случаях обеспечивали выполнение швов за один проход без разделки кромок. Присадочную проволоку не применяли. Результаты химического и газового анализов (табл. 1) показали неизменность содержания легирующих элементов в металле швов (независимо от способа сварки) в отличие от основного металла. Зафиксировано также и незначительное отличие металла швов по содержанию примесей. Поэтому структуру и свойства сварных соединений при каждом способе сварки определяли исключительно особенностями источника нагрева и термического цикла.

Несмотря на то что погонная энергия при лазерной сварке была меньше, чем при электронно-луче-

Таблица 1. Химический состав основного металла и металла швов

Объект исследования	Массовая доля элементов, %						
	Al	V	Fe	C	O ₂	N ₂	H ₂
Основной металл	5,54	3,85	0,22	0,10	0,16	0,018	0,0035
Металл шва (дуговая сварка)	5,49	3,82	0,21	0,11	0,17	0,015	0,0042
То же (электронно-лучевая сварка)	5,61	3,86	0,23	0,10	0,16	0,015	0,0030
То же (лазерная сварка)	5,53	3,81	0,22	0,12	0,18	0,017	0,0064



Таблица 2. Механические свойства основного металла*

Направление вырезки образцов	Временное сопротив- ление, МПа	Предел текучести, МПа	Поперечное сужение, %	Ударная вязкость, Дж/см ²
Вдоль проката	1017	968	24	34
Поперек проката	1015	968	22	36

* Здесь и в табл. 5 приведены средние значения результатов испытания пяти образцов.

Таблица 3. Сравнительные параметры термического воздействия на основной металл при исследованных способах сварки

Параметры	Способ сварки		
	лазерный	электронно-лучевой	дуговой
Погонная энергия, Дж/см	1350	4800	6000
Ширина ЗТВ, мм ($t > t_{пл}$)	3,1	8,0	16,5
Длительность пребывания металла при $t > t_{пл}$, с	1,65	19	38
Скорость нагрева, °C/с:			
в околошовном участке	~20000	3000	700
на границе ($\alpha + \beta$)→ β -перехода	2770	360	150
Скорость охлаждения, °C/с:			
в околошовном участке	1120	530	57
на границе ($\alpha + \beta$)→ β -перехода	220	100	11

Примечание. Ширину ЗТВ определяли путем измерения, остальные данные рассчитаны в соответствии с работами [7–9].

Таблица 4. Режимы сварки и параметры швов

Способ сварки	Сварочный ток, А	Напряжение, кВ	Скорость сварки, м/ч	Ширина шва, мм		
				верх	середина	корень
Дуговой	210	0,011	9	8,2	6,5	5,7
Электронно-лучевой	$8 \cdot 10^{-5}$	60	25	5,8	3,8	2,5
Лазерный	—	—	75	4,5	1,5	0,8

Примечание. Лазерная сварка выполнялась на установке мощностью 4,5 кВт.

Таблица 5. Механические свойства сварных соединений

Способ сварки	Временное сопротивление, МПа	Ударная вязкость, Дж/см ²		Место разрушения
		шов	ЗТВ	
Дуговой	1019	27	35	По шву
Электронно-лучевой	1015	34	32	По шву и основному металлу
Лазерный	964	26	31	По шву и ЗТВ

вой и дуговой соответственно в 3,5 и 4,5 раза, а расчетные значения скоростей нагрева и мгновенных скоростей охлаждения металла в ЗТВ отличались на порядок (табл. 3), показатели прочности и ударной вязкости всех сварных соединений имели незначительные отличия и были близки к параметрам этих характеристик основного металла (табл. 2, 5). Следует лишь отметить пониженные значения прочности сварных соединений, выпол-

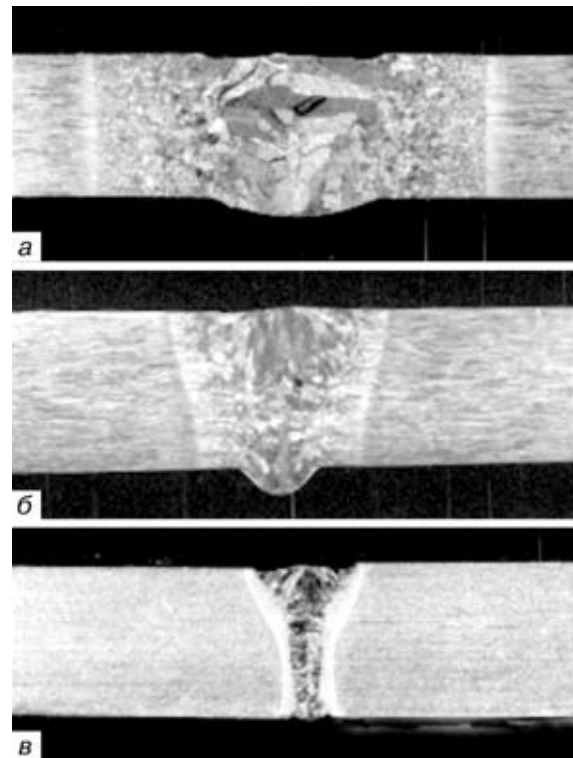


Рис. 1. Макроструктура сварных соединений: а — дуговая; б — электронно-лучевая; в — лазерная сварка

ненных лазерной сваркой. Это, вероятно, вызвано особенностями фазовых и структурных превращений в условиях высоких скоростей нагрева и охлаждения [10], свойственных этому способу.

Склонность сплава Ti-6Al-4V и его сварных соединений к коррозионному разрушению определяли по двум показателям: стойкости против сплошной коррозии в искусственной морской воде и стойкости против коррозионного растрескивания под напряжением в растворе $\text{CH}_3\text{OH} + 0,4\% \text{HCl}$. В обоих случаях испытания производили при комнатной температуре. Следует отметить, что содержание HCl в метаноле превышало его значение, предусмотренное ГОСТ 9.901.2-89 и ГОСТ 26294-84 для ускоренных испытаний сварных соединений титановых сплавов на коррозионное растрескивание.

Результаты испытаний на склонность к сплошной коррозии (табл. 6) подтвердили, что как сам сплав, так и его сварные соединения (независимо от способа сварки) отличаются высокой стойкостью в морской воде (согласно ГОСТ 13819-68) и имеют i_k одного порядка. В то же время зафиксировано некоторое различие в абсолютных значениях скорости коррозии в зависимости от способа сварки. Так, i_k металла изолированных зон сварных соединений, выполненных электронно-лучевым и лазерным способами (в отличие от дугового), и основного металла практически одинаковы (табл. 6). Скорости сплошной коррозии, которые определялись в этих же зонах, но в целых сварных соединениях, — значительно выше. При этом относительное увеличение значений i_k для соединений, сваренных электронно-лучевым и лазерным способами, больше, чем дуговыми. Увеличение абсолютных значений i_k , измеренных в целых сварных


Таблица 6. Скорости сплошной коррозии основного металла и металла сварных соединений в зависимости от способа сварки, $i_k \cdot 10^{-3}$ мм/год

Объект исследования	Основной металл	Металл шва			Металл ЗТВ		
		дуговой	электронно-лучевой	лазерный	дуговой	электронно-лучевой	лазерный
Изолированные зоны сварного соединения*	1,9	2,5	2,1	1,8	2,7	2,3	2,0
Целое сварное соединение**	3,9	4,3	4,6	4,6	5,1	5,0	5,5

* Металл шва, металл ЗТВ и основной металл вырезаны из сварного соединения. ** Испытывали стойкость зон целого сварного соединения с применением прижимной электрохимической ячейки.

соединениях, очевидно, обусловлено взаимным влиянием отдельных участков соединения друг на друга и связано прежде всего с уровнем локальности и характером остаточных напряжений в целом соединении. Поскольку локальность остаточных напряжений в сварных соединениях при электронно-лучевых и особенно лазерных способах выше, чем при дуговых, то в них и больше относительное увеличение i_k .

Результаты испытаний основного металла и металла сварных соединений на стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением (табл. 7) еще раз подтвердили известные положения о причинах, определяющих чувствительность сплава Ti-6Al-4V к этому виду разрушения. Поскольку трещиностойкость титановых сплавов в агрессивной среде зависит от наличия, уровня и степени локализации внутренних напряжений в металле наряду с его структурным состоянием и химической гомогенностью [11, 12], то сварные соединения имеющие, как правило, остаточные напряжения и концентрационную неоднородность (при любом способе сварки), более склонны к растрескиванию [11, 13, 14]. В условиях растягивающих напря-

Таблица 7. Стойкость сплава Ti-6Al-4V и его сварных соединений против коррозионного растрескивания под напряжением

Объект исследования	Длительность испытаний, ч	
	Без отжига	Отжиг, 750 °С, 1 ч
Основной металл (исходное состояние)	165*, 1050, 1050	1050, 1050, 1050
Сварное соединение (дуговая сварка)	290*, 650, 670, 1320, 1320	1320, 1320, 1320
То же (электронно-лучевая сварка)	17*, 90*, 45*, 83*	114*, 135*, 65*, 120*
То же (лазерная сварка)	3*, 4*, 2*, 4*	12*, 17*, 14*

* Образец растрескался в указанный период времени.

жений в агрессивной среде трещины в ($\alpha + \beta$)-титановых сплавах, и в частности в сплаве Ti-6Al-4V, возникают по границам зерен и фаз [13], а их распространение обусловлено образованием гидридов титана в вершине трещины за счет диффузии водорода [15].

При прочих равных условиях склонность к появлению трещины и скорость ее распространения

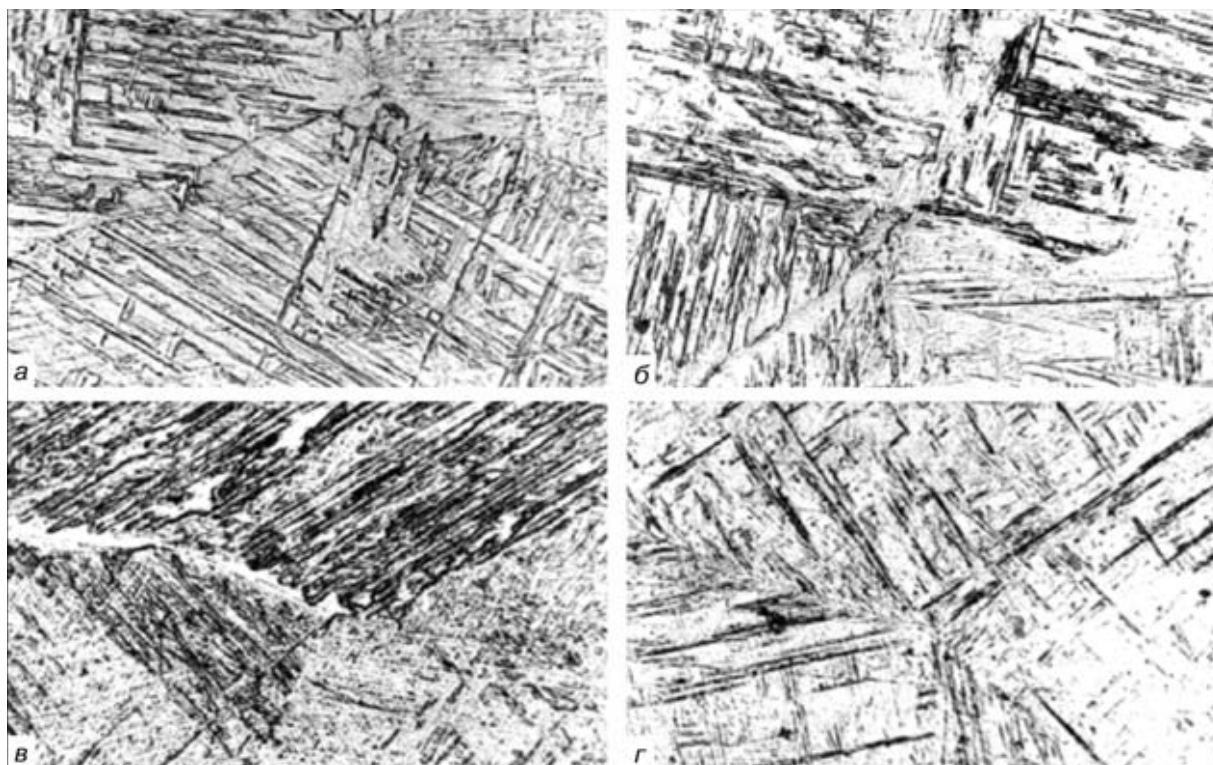


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$, уменьш. 4/5) металла шва: а — дуговая; б — электронно-лучевая; в — то же (после отжига); г — лазерная сварка



Рис. 3. Микроструктура ($\times 400$, уменьш. $4/5$) металла ЗТВ: *а* — дуговая; *б* — электронно-лучевая; *в* — лазерная сварка

зависят от количественного соотношения α - и β -фаз в металле, их размеров и морфологии. Чем выше объемный процент β -фазы и чем она более дисперсная, тем устойчивее ($\alpha + \beta$)-сплав против коррозионного растрескивания. Трещиностойкость сплава возрастает также, если α -фаза имеет пластинчатое строение [13, 15, 16].

Таким образом, данные, приведенные в табл. 7, свидетельствуют о достаточно высокой трещиностойкости сплава Ti-6Al-4V. Причем, если результаты испытаний основного металла в состоянии поставки имели значительный разброс, то после отжига ($t = 750^\circ\text{C}$, 1 ч) все образцы выдержали испытания в течение 45 сут без возникновения трещин. Аналогичные стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением и ее зависимость от отжига после сварки показали также соединения, выполненные дуговой сваркой по слою флюса. Повидимому, положительное влияние отжига в обоих случаях связано со снятием остаточных напряжений после прокатки (в основном металле) и после сварки (в сварных соединениях), поскольку существенного изменения микроструктуры металла отжиг не вызвал, в частности не изменились форма и

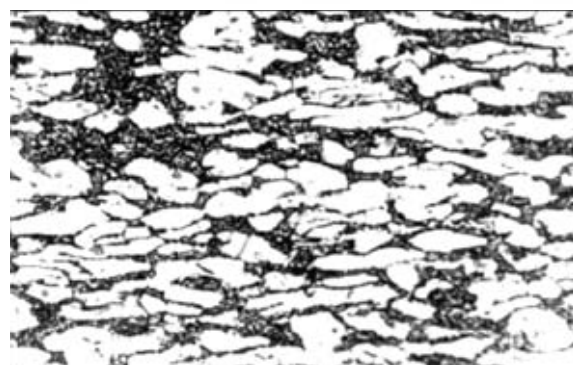


Рис. 4. Микроструктура ($\times 400$, уменьш. $4/5$) основного металла

толщина α -пластин (см. рис. 2, б, в). В то же время отжиг мало повлиял на сопротивляемость коррозионному растрескиванию сварных соединений, полученных электронно-лучевым и лазерным способами. Это позволяет предположить, что их низкая коррозионная стойкость под напряжением связана главным образом с особенностями микроструктуры металла шва и ЗТВ, обусловленными жесткими термическими циклами. Так, для внутризеренного строения металла швов, выполненных лазерной и электронно-лучевой сваркой, характерным является игольчатая морфология продуктов распада, возникающая при высоких скоростях охлаждения из β -области (см. рис. 2). Толщина игл α -фазы в них в несколько раз меньше, чем толщина α -выделений в металле швов, выполненных дуговой сваркой, значительно меньше и размер первичных β -зерен. Игольчатое строение α -фазы сохранилось и после отжига, хотя в самих иглах и в матрице появились некоторые изменения, связанные с их распадом. Отличительной чертой микроструктуры металла околошовных участков ЗТВ в соединениях, выполненных лазерной сваркой, является отсутствие роста зерна (рис. 3, в). Очертания глобулярных зерен α -фазы, характерных для основного металла (рис. 4), обнаружены в отдельных местах, вплоть до зоны сплавления. Выделение игл мартенситной α -фазы происходит в пределах α -глобулей. Только единичные перекристаллизованные зерна в металле ЗТВ проявили способность к росту. В общем же следует отметить, что методами оптической металлографии, кроме расхождения в размерах элементов структуры, не удалось выявить принципиальных различий микроструктуры соединений, выполненных электронно-лучевой и лазерной сваркой, которые могли бы быть ответственны за низкую сопротивляемость этих соединений коррозионному растрескиванию.

Помимо морфологии и дисперсности элементов структуры, на характер разрушения ($\alpha + \beta$)-сплавов титана значительное влияние может оказывать дислокационное строение [17, 18].

Выводы

1. Механические свойства сварных соединений сплава Ti-6Al-4V, выполненных дуговым способом вольфрамовым электродом по слою флюса, а также электронно-лучевой и лазерной сваркой, находятся на одном уровне и близки к соответствующим показателям основного металла.



2. Независимо от способа сварки металл соединения и основной металл отличаются высокой сопротивляемостью сплошной коррозии в морской воде. Скорости коррозии металла шва, ЗТВ и основного металла одного порядка и близки по абсолютным значениям.

3. Минимальной стойкостью (на два порядка меньше основного металла) против коррозионного растрескивания под напряжением как в состоянии после сварки, так и после отжига характеризуются сварные соединения, выполненные лазерной сваркой. Дуговая сварка вольфрамовым электродом по слою флюса обеспечивает трещиностойкость сварных соединений, равную этому показателю основного металла. Сварные соединения, выполненные электронно-лучевой сваркой, занимают промежуточное положение.

4. Для выяснения причин склонности лазерных сварных соединений к коррозионному растрескиванию под напряжением необходимы детальные исследования особенностей микроструктуры металла, сформировавшейся в условиях термических циклов, характерных для этого способа сварки.

1. Schutte M. European laser market — place'94 // Blech Rohre Profile. — 1995. — №2. — P. 115–116.
2. Irving B. What's the latest news on laser beam welding and cutting? // Welding J. — 1994. — № 26. — P. 34–35.
3. Cam G., Dos Santos I. F., Kocak M. Laser and electron beam welding of Ti-alloys: Literature review // GKSS/Rept. — 1997. — № 35. — P. 1–26.
4. Зайцфарт П. Рівень та тенденції розвитку в галузі лазерних джерел обробки // Міжнарод. наук.-техн. конф. «Зварювання в енергетиці» (2–3 жовт. 1996 р., Київ): Тез. доп. — Київ, 1996. — С. 25–26.
5. Leuschen B., Spies B. Stand und Entwicklungstendenzen des Laserstrahlschweißens und schneidens im Automobilbau

Mechanical and corrosion properties of the arc, electron beam and laser welded joints are compared, allowing for peculiarities of thermal cycles of laser welding. Investigations were conducted on a titanium alloy of the Ti-6Al-4V grade. Susceptibility of the laser weld metal to stress corrosion cracking in an aggressive environment was found to be by an order of magnitude higher than that of the arc weld metal. Annealing of the welded joints does not decrease their sensitivity to cracking.

4. Aachener Schweisstechn. Kolloq. «Schweisstechn. 1994: Fortschr., Erfahrungen, Tend.» (Aachen, 10 Juni, 1994). — Aachen, 1994. — S. 155–168.
6. Лазерная обработка материалов / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев и др. — М.: Машиностроение, 1975. — 296 с.
7. Лазерная и электроннолучевая обработка материалов. Справочник / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев и др. — М.: Машиностроение, 1985. — 495 с.
8. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н. Лазерная сварка металлов. — М.: Высш. шк., 1988. — 207 с.
9. Paton B. E., Zamkov V. N., Priloutsky V. P. Le soudage A-TIG du titane et de ses alliages // Soudage et techniques connexes. — 1998. — № 11/12. — P. 23–26.
10. Ивасишин О. М., Ошкардеров С. П. Влияние скорости нагрева под закалку на структуру сплавов ВТ23 и ВТ6 // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1982. — № 7. — С. 14–16.
11. Шеленков Г. М., Блащук В. Е., Мелехов Р. К. Изготовление и эксплуатация оборудования из титана. — Киев: Техніка, 1984. — 120 с.
12. Изучение механизма микроразрушений сплава Ti-6Al-4V с игольчатой структурой методом акустической эмиссии / С. Масино, Т. Нория, Х. Судзуки, Т. Киси // J. Jap. Inst. Metals. — 1991. — № 7. — С. 756–764.
13. Цейкер У. Титан и его сплавы. — М.: Металлургия, 1979. — 512 с.
14. Титан и его сплавы / Л. С. Мороз, Б. Б. Чечулин, И. В. Полин и др. — Л.: Судпромгиз, 1960. — Т.1. — 515 с.
15. Чечулин Б. Б., Хесин Ю. Д. Циклическая и коррозионная прочность титановых сплавов. — М.: Металлургия, 1987. — 206 с.
16. Федотов А. С. Закономерности разрушения двухфазных титановых сплавов с различной микроструктурой // Металловед. и терм. обраб. металлов. — 1984. — № 5. — С. 55–57.
17. Влияние структуры на трещиностойкость сплава ВТЗ-1 / В. С. Томсинский, М. И. Шишкина, А. К. Безрукова и др. // Там же. — 1981. — № 12. — С. 33–34.
18. Анисимова Л. И., Попов А. А. Связь характера разрушения с микроструктурой и свойствами ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов // Там же. — 1985. — № 12. — С. 45–48.

Поступила в редакцию 03.07.2000



ХИМИЧЕСКАЯ И СТРУКТУРНАЯ НЕОДНОРОДНОСТИ В ЗОНЕ СПЛАВЛЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С АУСТЕНИТНЫМ ШВОМ ПРИ СВАРКЕ В ЗАЩИТНЫХ ГАЗАХ

В. П. ЕЛАГИН, инж., **В. В. СНИСАРЬ**, канд. техн. наук, **М. М. САВИЦКИЙ**, д-р техн. наук,
Г. Н. ГОРДАНЬ, **В. Г. ВАСИЛЬЕВ**, кандидаты техн. наук, **Л. К. ДОРОШЕНКО**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Показано, что одной из причин увеличения химической, структурной и механической неоднородностей в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом (при пониженном уровне его легирования) является ухудшение перемешивания жидкого металла в сварочной ванне. Выполнение сварки в азотокислородсодержащих защитных средах способствует улучшению его перемешивания, что приводит к снижению уровня неоднородностей в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом.

Ключевые слова: зона сплавления, переходной слой, аустенитный шов, наплавленный валик, низкоуглеродистая сталь, мартенситная прослойка, химическая неоднородность, легирующие элементы, защитный газ, перемешивание металла, сварочная ванна

Зона сплавления низкоуглеродистой или перлитной стали с аустенитным швом характеризуется наличием переходного слоя, у которого уровень легирования металла снижается, приближаясь к основному металлу. Образование этого слоя объясняется ухудшением перемешивания жидкого металла в сварочной ванне вблизи основного металла [1]. Низкий уровень легирования металла переходного слоя способствует образованию в зоне сплавления прослойки мартенсита. При небольшом «запасе» аустенитности металла шва толщина этой прослойки может превысить критическое значение, при котором происходит хрупкое разрушение сварного соединения [2].

Наиболее распространенным способом снижения толщины мартенситной прослойки в зоне сплавления является увеличение содержания никеля в металле шва [3]. Считается, что влияние никеля на толщину мартенситной прослойки определяется его способностью повышать степень аустенитности металла [3, 4].

Для снижения толщины мартенситной прослойки применяют также технологические приемы, способствующие улучшению перемешивания металла сварочной ванны. К ним относятся, например, вибрация свариваемых стыков [5], ультразвуковое или электромагнитное воздействие на сварочную ванну, оптимизация режима сварки [4] и др. В работе [5] отмечается, что улучшение перемешивания металла приводит к уменьшению мартенситной прослойки примерно в той же степени, что и применение сварочных материалов с более высоким запасом аустенитности. Повышению толщины мартенситной прослойки способствует увеличение доли основного металла в шве, поэтому рекомендуется

принимать меры для снижения глубины проплавления [4].

Улучшение структуры металла в зоне сплавления наблюдается и при легировании аустенитного шва азотом [6]. Аналогичный эффект имеет место и при сварке в азотокислород- и кислородсодержащих защитных средах [7]. При этом выявлено, что с уменьшением толщины мартенситной прослойки в зоне сплавления снижаются количество и размеры «островков» основного металла, которые также могут являться очагами хрупкого разрушения сварного соединения [3]. Это дало основание предположить, что наряду с увеличением степени аустенитности металла шва под влиянием азота и кислорода улучшается и его перемешивание в сварочной ванне. Очевидно, причинами этого являются повышение температуры сварочной ванны, которое имеет место, например, при замене аргона углекислым газом [8], снижение поверхностного натяжения и увеличение интенсивности перемещения потоков металла в сварочной ванне [9].

Кроме защитного газа, на температуру сварочной ванны существенное влияние оказывает также температура плавления металла шва [8]. В случае увеличения уровня легирования и уменьшения температуры плавления происходит снижение средней температуры металла сварочной ванны. В связи с этим следует ожидать, что изменение содержания никеля в аустенитном шве будет способствовать изменению степени перемешивания расплавленного металла. Вероятность этого подтверждается снижением подплавления металла околошовной зоны сварных соединений среднелегированных сталей при сварке аустенитным швом с более низкой температурой плавления [10], а также значительным влиянием конвективных потоков в сварочной ванне на проплавление основного металла [9]. По-видимому, состав металла аустенитного шва так же, как и защитного газа, влияет на толщину мартенситной прослойки в зоне сплавления не только



благодаря изменению запаса аустенитности металла шва, но и изменению интенсивности перемешивания металла в сварочной ванне.

Для подтверждения этого были проведены исследования по оценке химической неоднородности в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом, а также особенностей проплавления основного металла в зависимости от состава защитного газа и уровня легирования используемых сварочных проволок.

На пластины из стали Ст3 толщиной 10 и 30 мм были наплавлены однослойные валики в защитных газах (табл. 1) сварочными проволоками марок Св-08Х20Н9Г7Т (ГОСТ 2246-70), 08Х20Н25Г7М6 (ТУ 14-1-3508-88) и 08Х25Н40М6Г2 (ТУ 14-1-4968-91) диаметром 2 мм, рекомендованными для сварки разнородных сталей [11]. Наплавку выполняли сварочным аппаратом АДГ-502 на следующем режиме: $I_{св} = 260 \dots 280$ А при обратной полярности; $U_{д} = 26 \dots 28$ В; $v_{св} = 15$ м/ч.

Химическую неоднородность в зоне сплавления исследовали по кривым распределения легирующих элементов, полученным с помощью растворового микроскопа-микроанализатора «Самебах SX-50».

В качестве объекта исследования использовали однослойный валик, что позволило выбрать для записи распределения элементов однотипные участки в зоне сплавления, в которых условия для перемещения потоков расплавленного металла были примерно одинаковы.

Образцы для рентгеноспектрального анализа вырезали механическим способом при интенсивном охлаждении зоны реза. Выбор и обозначение учас-

тков производили с помощью металлографического прибора ПМТ-3 после легкого травления шлифов в 4%-м растворе азотной кислоты. Распределение легирующих элементов определяли в направлении, перпендикулярном границе сплавления от наплавленного валика к основному металлу. Максимальный размер зонда составил 0,7... 1,0 мкм.

Уровень химической неоднородности в сравниваемых вариантах оценивали по параметрам характерных участков кривых распределения хрома, содержание которого в металле наплавленного валика было примерно одинаковым. Температуру плавления и кристаллизации металла, наплавленного приведенными выше проволоками, определяли методом дифференциально-термического анализа с помощью установки ВДТА-8М при нагреве и охлаждении образцов со скоростью 80 °С/мин в гелии.

Проплавление основного металла исследовали на поперечных макрошлифах после их травления. При этом зарисовывали форму проплавления, определяли глубину h и площади проплавления $F_{п}$ и наплавки $F_{н}$. Долю основного металла в наплавленном рассчитывали по формуле из [8]

$$\Theta = \frac{P_o F_{п}}{P_o F_{п} + P_n F_n},$$

где P_o — плотность основного металла, равная 7830 кг/м³; P_n — плотность наплавленного металла, равная 7900 кг/м³.

Результаты исследования проплавления основного металла наплавками, выполненными на пластинах толщиной 30 мм, показали, что состав

Таблица 1. Форма и параметры проплавления наплавленных валиков

Марка сварочной проволоки	Состав защитного газа	Форма поперечного сечения валика	h , мм	$F_{п}$, мм ²	Θ , %
Св-08Х20Н9Г7Т	Ar		2,5	17	2,25
	N ₂		2,7	26	0,31
	CO ₂		2,9	29	0,32
	CO ₂ + + 6 % воздуха		2,9	34	0,39
08Х20Н25Г7М6 (ЭК56)	Ar		1,8	20	0,28
	N ₂		2,6	26	0,33
	CO ₂		2,9	31	0,41
	CO ₂ + + 6 % воздуха		2,8	35	0,42
08Х25Н40М6Г2 (ЭП673)	Ar		1,5	19	0,29
	N ₂		2,5	28	0,40
	CO ₂		2,7	41	0,39
	CO ₂ + + 6 % воздуха		2,6	42	0,43

Примечание. При использовании сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т температура плавления $T_{пл} = 1460$ °С, а температура кристаллизации $T_{сол} = 1415$ °С; при ЭК56 — $T_{пл} = 1470$ °С, $T_{сол} = 1350$ °С, при ЭП673 — $T_{пл} = 1350$ °С, $T_{сол} = 1315$ °С.

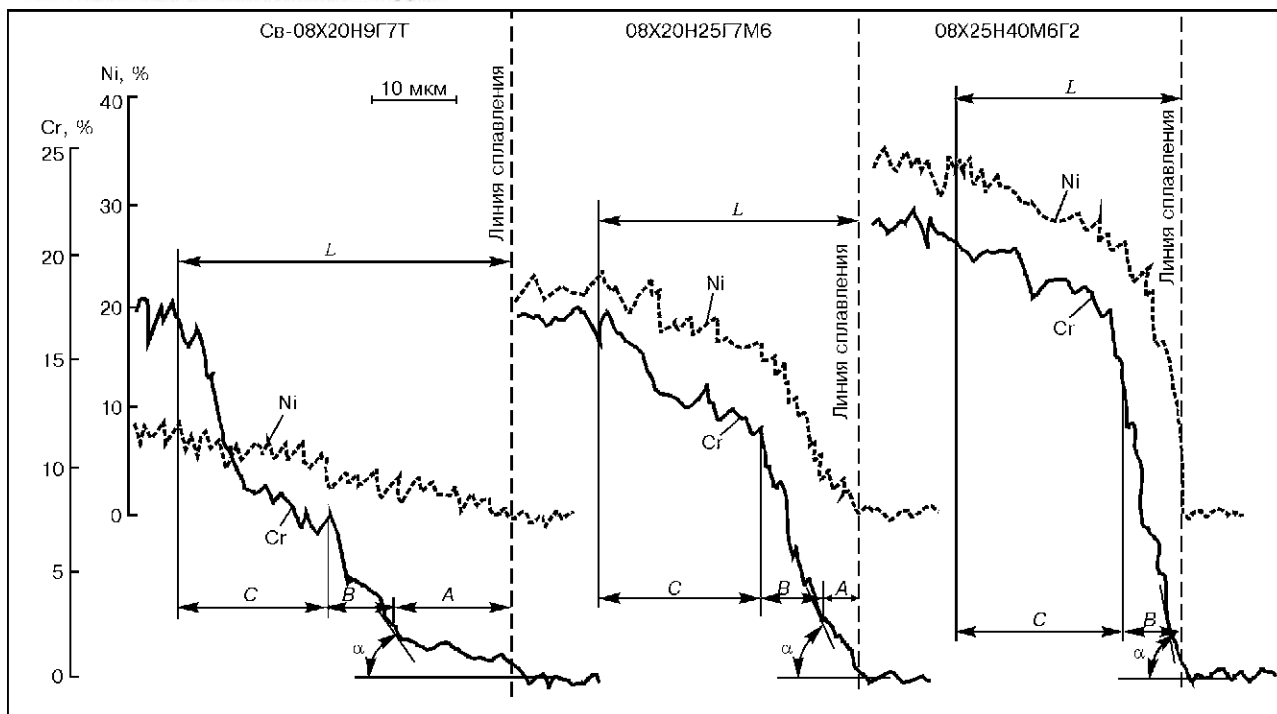


Рис. 1. Изменение химической неоднородности в зоне сплавления стали Ст3 с валиками, наплавленными сварочными проволоками в аргоне, в зависимости от уровня их легирования (см. обозначения в тексте)

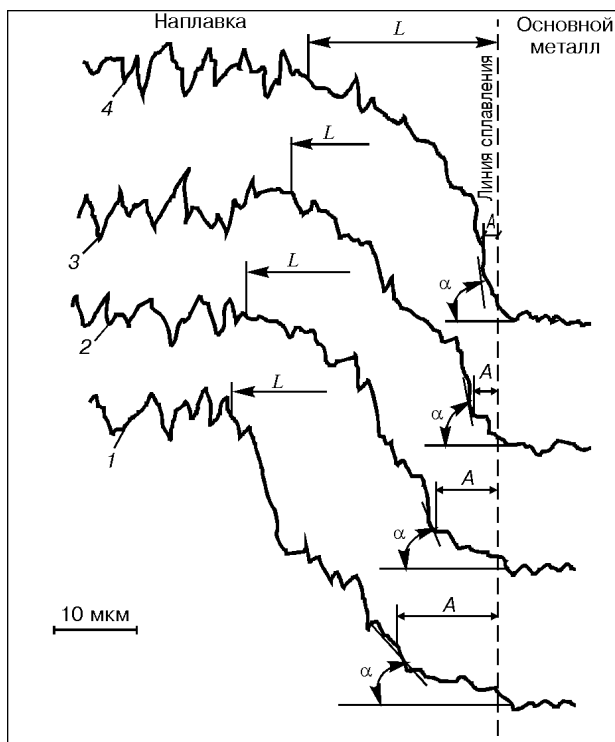


Рис. 2. Распределение хрома в зоне сплавления стали Ст3 с валиками, наплавленными проволокой Св-08Х20Н9Г7Т, в зависимости от состава защитного газа: 1 — аргон; 2 — углекислый газ; 3 — азот; 4 — углекислый газ + 6 % воздуха

сварочных проволок и используемый защитный газ оказывают большое влияние на изучаемые параметры (см. табл. 1).

При наплавке проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в аргоне проплавление основного металла имеет пальцеобразную форму, в азоте — близкую к полукругу, в углекислом газе — к треугольнику. При добавке

Таблица 2. Параметры участков переходного слоя

Состав защитного газа	Толщина участка А, мкм	Угол наклона участка В, град	Толщина переходного слоя L, мкм
Ar	8...19	52...70	29...40
	0	65...78	15...32
CO ₂	4...12	61...75	18...29
	0...8	70...78	18...38
N ₂	2...8	68...78	16...27
	0...4	72...82	16...25
CO ₂ + 6 % воздуха	2...10	70...81	14...28
	0...8	68...80	16...30

Примечание. В числителе даны значения, полученные при использовании сварочной проволоки Св-08Х20Н9Г7Т, в знаменателе — проволоки ЭП673.

воздуха к углекислому газу проплавление приобретает эллипсовидную форму. При этом несколько повышаются глубина проплавления, а также доля основного металла в наплавленном.

С увеличением уровня легирования применяемых сварочных проволок снижается глубина проплавления в средней части наплавленного валика и увеличивается провар в его боковых частях. Это делает форму проплавления похожей на прямоугольную и увеличивает его площадь, а также долю основного металла в наплавленном.

На рис. 1 показан характер изменения химической неоднородности в зоне сплавления наплавленных валиков (выполненных на пластине толщиной 30 мм в аргоне) в зависимости от состава используемых сварочных проволок, а на рис. 2 — наплавов, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т, в зависимости от состава защитного газа. На кривых распределения легирующих элементов (рис. 1, 2) можно выделить следующие характерные участки: пологий участок А с небольшой (от 1 до 3 %) кон-

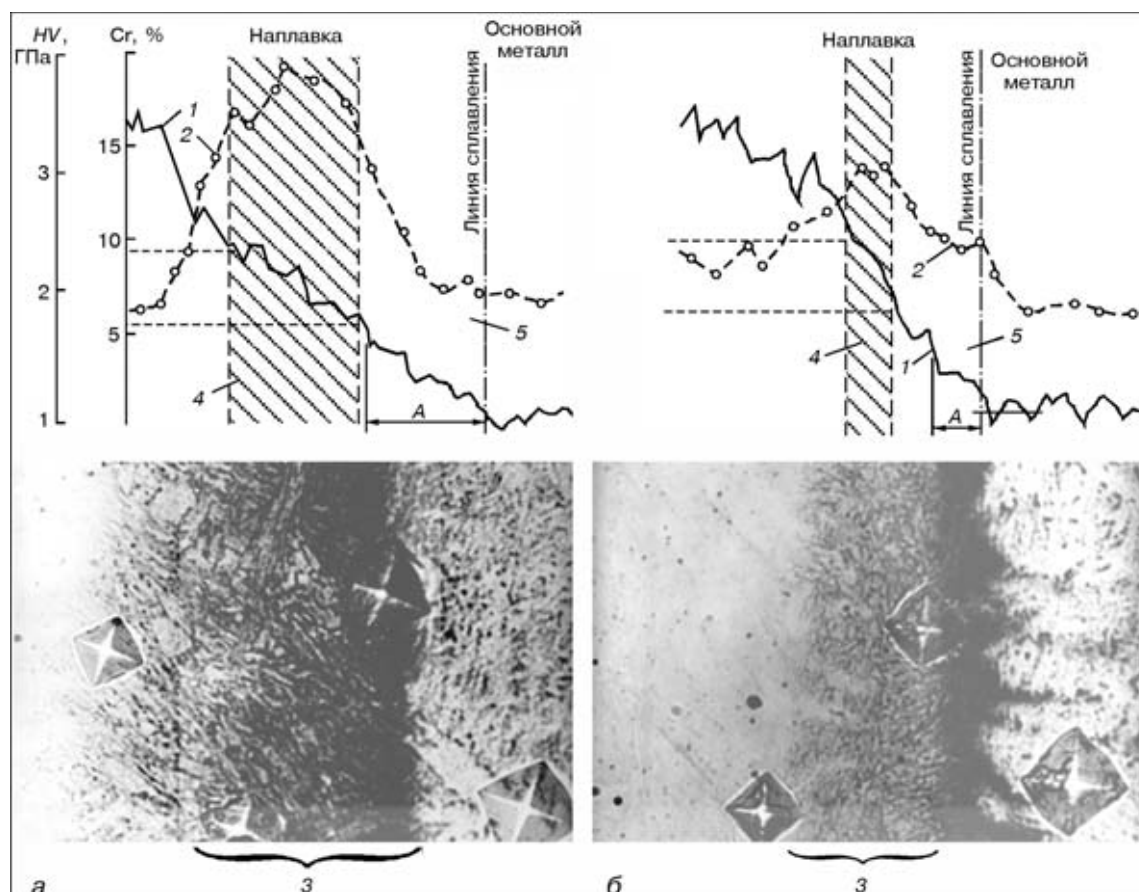


Рис. 3. Химическая (1), механическая (2) и структурная (3) неоднородности в зоне сплавления стали Ст3 с валиком, наплавленным проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в защитном газе: а — сварка в аргоне; б — сварка в смеси углекислого газа + 6 % воздуха (4, 5 — соответственно мартенситная и бейнитная прослойка)

центрацией легирующих элементов, прилегающий к основному металлу, в котором, видимо, перемешивание расплавленного металла более затруднено; участок *B* с резким изменением концентрации легирующих элементов, характеризуемый углом наклона α , и участок *C*, имеющий более пологое распределение элементов, чем участок *B*. Суммарная величина этих участков составляет толщину *L* переходного слоя. Параметры обозначенных участков имеют определенные пределы изменения, зависящие как от состава наплавленного металла, так и от защитного газа (табл. 2).

При использовании в качестве защитного газа аргона наибольший участок *A* и наименьший угол наклона α участка *B* имеют кривые распределения легирующих элементов в зоне сплавления наплавок, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т. При увеличении уровня легирования применяемых проволок толщина участка *A* снижается, а угол наклона α участка *B* и толщина участка *C* увеличиваются (см. рис. 1). Такие изменения параметров характерных участков на кривых распределения легирующих элементов приводят к тому, что толщина переходного слоя *L* практически остается неизменной.

Аналогичная зависимость распределения легирующих элементов в зоне сплавления от состава сварочной проволоки наблюдается и при наплавке в азоте. При этом для всех типов применяемых проволок значительно сокращается толщина участка *A*

и увеличивается угол наклона α (см. рис. 2). В зоне сплавления наплавок, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в углекислом газе и смеси углекислый газ + воздух, параметры участков переходного слоя остаются примерно такими же, как и при наплавке в азоте, а в зоне сплавления наплавок, выполненных проволокой с большим уровнем легирования ЭП673, увеличивается толщина участка *A* и снижается угол наклона α участка *B* (см. табл. 2). Это является следствием более значительного увеличения площади проплавления, а также доли основного металла в наплавленном (см. табл. 1). Следует отметить, что участок *A* в наплавках, выполненных проволоками ЭК56 и ЭП673, имеет более высокое содержание легирующих элементов, по сравнению с аналогичным в наплавках, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т.

На проплавление основного металла и параметры (участки *A*, *B* и *C*) кривых распределения легирующих элементов в зоне сплавления большое влияние оказывает также толщина пластины. При ее снижении до 10 мм глубина проплавления, объем сварочной ванны и доля основного металла в наплавленном увеличиваются в 1,2...1,5 раза, а на кривых распределения легирующих элементов (рис. 3, а) повышается толщина участка *A* и снижается угол наклона α участка *B*. По-видимому, с увеличением глубины проплавления снижается интенсивность потоков и перемешивание металла. При использовании азотокислородсодержащего защит-

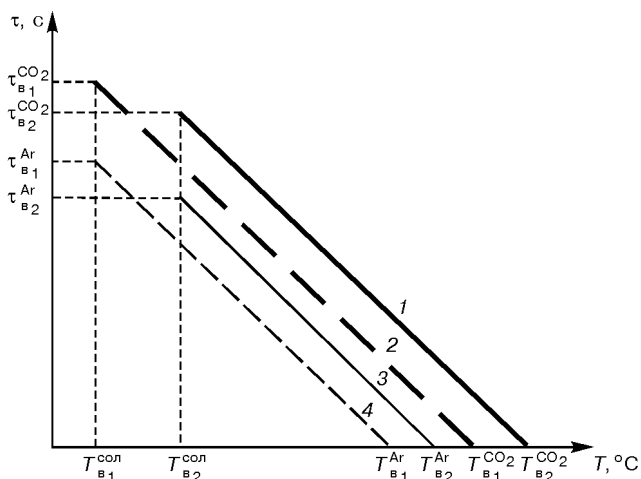


Рис. 4. Зависимость продолжительности τ существования сварочной ванны от температуры ее нагрева T_b и кристаллизации металла T_b^{CO2} при сварке в углекислом газе (1, 2) или аргоне (3, 4) сварочными проволоками с высоким (v_1) и низким (v_2) запасом аустенитности

ного газа и в этом случае уменьшается толщина участка A и увеличивается угол наклона α участка B (рис. 3, б).

Согласно полученным результатам улучшение распределения легирующих элементов в зоне сплавления (снижение толщины участка A , увеличение угла наклона α участка B) наблюдается в аустенитных с пониженным содержанием никеля наплавках, выполненных проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в азотокислородсодержащих защитных газах, или сварочными проволоками с большей степенью легирования ЭК56 и ЭП673 в аргоне. В связи с этим представляет интерес выяснить, как это влияет на структурную и механическую неоднородности в зоне сплавления.

Для выявления структуры в зоне сплавления образцы, которые использовали для микрорентгеноспектрального анализа, были подвергнуты специальному травлению [4]. Распределение микротвердости HV в зоне сплавления исследовали на этих же образцах с помощью микротвердомера фирмы «Леко».

На рис. 3 показана химическая, механическая и структурная неоднородности в зоне сплавления валика, наплавленного на пластины толщиной 10 мм проволокой Св-08Х20Н9Г7Т в аргоне и в смеси углекислый газ + воздух.

На исследуемых образцах структурная неоднородность в зоне сплавления представлена прослойками с темнотравящейся (бейнитной) и игольчатой (мартенситной) структурами [7]. Расположение их совпадает с участками A и B на кривых распределения легирующих элементов. Это еще раз подтверждает, что структурная неоднородность в зоне сплавления вызвана наличием химической неоднородности. Что касается механической неоднородности, то наибольшая микротвердость наблюдается в прослойке с игольчатой структурой, в которой содержание хрома составляет 4...8 %. Такое количество наиболее часто наблюдалось на поверхностях излома после разрушения сварных соединений [11], т. е. металл с таким составом является

наиболее охрупченным из-за образования мартенсита. Толщина мартенситной прослойки наибольшая в наплавках, выполненных в аргоне (см. рис. 3, а), а наименьшая — в смеси углекислого газа + воздух (см. рис. 3, б). Снижение толщины мартенситной прослойки в последнем случае объясняется большей крутизной кривой распределения легирующих элементов на участке B .

Хорошая корреляция между повышением эффективности проплавления основного металла и улучшением распределения легирующих элементов в зоне сплавления исследуемых наплавки позволяет сделать вывод о значительной роли конвективных потоков в процессах проплавления и перемешивания металла в сварочной ванне.

Пропаляющая способность конвективных потоков определяется их интенсивностью, температурой металла сварочной ванны и длительностью существования его в расплавленном состоянии [12]. Поскольку средняя температура металла сварочной ванны снижается вместе с температурой его плавления [8], роль конвективных потоков должна уменьшаться, что противоречит полученным результатам о влиянии уровня легирования сварочных материалов на проплавление основного металла и перемешивание металла сварочной ванны. Для иллюстрации роли конвективных потоков расплавленного металла был построен график (рис. 4), показывающий длительность существования металла в расплавленном состоянии при сварке проволоками Св-08Х20Н9Г7Т с низким и ЭП673 с высоким запасом аустенитности в аргоне и углекислом газе. Как следует из табл. 1, температура плавления и кристаллизации металла, наплавленного указанными выше проволоками, снижается при увеличении уровня их легирования. Среднюю температуру сварочной ванны при построении графика принимали из условия перегрева металла на 275 °С выше температуры точки плавления при сварке в аргоне и на 375 °С — при сварке в углекислом газе [8], а скорость охлаждения — одинаковой для всех сравниваемых вариантов.

Из приведенного графика видно, что металл сварочной ванны находится в расплавленном состоянии более длительное время при увеличении уровня легирования и снижении температуры его плавления и кристаллизации, а также при использовании в качестве защитного газа углекислого газа вместо аргона.

Таким образом, на степень перемешивания металла в сварочной ванне большое влияние оказывает перегрев ее выше температуры кристаллизации. Этому способствует снижение температуры кристаллизации металла ванны, которая характеризуется большим уровнем легирования наплавленного металла, или повышение средней температуры сварочной ванны.

Увеличение температуры расплавленного металла, а также интенсивности перемещения его при сварке в защитных газах происходит за счет роста приэлектродного падения напряжения сварочной дуги и увеличения кинетической энергии переноса капель электродного металла и плазменного потока в дуге [13].



Аналогичное влияние этих параметров сварочной дуги наблюдали при сварке в аргоне с кислородом [14] и при замене аргона азотом или углекислым газом [13, 15].

При использовании кислородсодержащего защитного газа перегрев металла увеличивается также вследствие протекания в сварочной ванне экзотермических окислительно-восстановительных реакций [16].

Выводы

1. Одной из причин увеличения химической, структурной и механической неоднородностей в зоне сплавления аустенитного шва с пониженным уровнем легирования является ухудшение перемешивания металла в сварочной ванне.

2. Толщина мартенситной прослойки в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом характеризуется крутизной кривых распределения легирующих элементов в переходном участке зоны сплавления.

3. Применение азотокислородсодержащих защитных сред и увеличение степени легирования аустенитных проволок, позволяющих повысить перегрев металла выше температуры кристаллизации металла сварочной ванны, способствует улучшению его перемешивания и соответственно увеличению крутизны кривых распределения легирующих элементов в переходном слое. В результате снижается уровень структурной и механической неоднородностей в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом.

1. Петров Г. Л. Неоднородность металла сварных соединений. — Л.: Судпромгиз, 1963. — 220 с.
2. Watanabe M. Brittleness at bonded port of welded joint of ferritic steel with austenitic stainless steel electrodes //

Technology Report Osaka University. — 1967. — 17, № 6. — P. 385-398.

3. Землин В. Н. Сварные соединения разнородных сталей. — Л.; М.: Машгиз, 1966. — 231 с.
4. Готальский Ю. Н., Снисарь В. В., Новикова Д. П. Способы сужения мартенситной прослойки в зоне сплавления перлитной стали с аустенитным швом // Свароч. пр-во. — 1981. — № 6. — С. 7-9.
5. Веселков В. Д. О возможности регулирования ширины кристаллизационных слоев при наплавке аустенитных нержавеющих сталей на перлитные // Там же. — 1971. — № 6. — С. 37-39.
6. Влияние легирования аустенитного шва азотом на развитие структурной неоднородности в зоне сплавления с перлитной сталью / В. В. Снисарь, В. Н. Липодаев, В. П. Елагин и др. // Автомат. сварка. — 1991. — № 2. — С. 10-14.
7. Влияние азота и кислорода в защитной среде на структуру и свойства зоны сплавления аустенитного металла с низкоуглеродистой сталью / В. В. Снисарь, В. П. Елагин, В. Ф. Грабин, М. М. Савицкий // Там же. — 1999. — № 7. — С. 15-19, 48.
8. Ерохин А. А. Основы сварки плавлением. Физико-химические закономерности. — М.: Машиностроение, 1973. — 448 с.
9. Букаров В. А., Ищенко Ю. С., Лошакова В. Г. Влияние конвекции металла в сварочной ванне на проплавление // Свароч. пр-во. — 1978. — № 11. — С. 4-6.
10. Готальский Ю. Н. Сварка разнородных сталей. — Киев: Техніка, 1981. — 184 с.
11. Гулаков С. В., Носовский Б. И. О передаче тепла от источника к фронту плавления через жидкий металл сварочной ванны // Свароч. пр-во. — 1980. — № 6. — С. 5-6.
12. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 247 с.
13. Ленивкин В. А., Дюргеров Н. Г., Сагиров Х. Н. Технологические свойства дуги в защитных газах. — М.: Машиностроение, 1989. — 264 с.
14. Плотность тока в анодном пятне при сварке обычных и рафинированных сталей / М. М. Савицкий, В. С. Гвоздецкий, В. И. Скрыпник, Н. И. Варенко // Автомат. сварка. — 1979. — № 7. — С. 17-20.
15. Потаповский А. Г. Сварка в защитных газах плавящимся электродом. — М.: Машиностроение, 1974. — 240 с.
16. Сварка в смеси активных газов / А. Е. Аснис, Л. М. Гутман, В. Р. Покладий, Я. М. Юзькив. — Киев: Наук. думка, 1982. — 216 с.

It is shown that one of the causes of an increase in chemical, structural and mechanical heterogeneities in the fusion zone of low-carbon steel with an austenitic weld (at a decreased level of its alloying) is deterioration in dilution of molten metal in the weld pool. Performing welding in nitrogen- and oxygen-containing shielding atmospheres favours improvement in dilution, which leads to a decrease in the level of heterogeneities in the fusion zone of low-carbon steel with the austenitic weld.

Поступила в редакцию 27.10.2000



ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ НАГРЕВЕ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

А. В. ЗВЯГИНЦЕВА, инж., чл.-кор. НАН Украины **К. А. ЮЩЕНКО**, **В. С. САВЧЕНКО**, д-р техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Изучение высокотемпературной пластичности сплава IN 840 подтвердило наличие у него трех характерных температурных интервалов пластичности. Резкое падение пластичности наблюдается в узком температурном интервале. Оно происходит в результате плавления границ зерен с образованием на них жидких пленок в небольших объемах. Металлографические и фрактографические данные, полученные на сварных образцах, показали, что разрушение при высоких температурах происходит по границам зерен (дендритов), обогащенных легирующими элементами, и имеет одинаковую природу с разрушением основного металла при высоких температурах.

Ключевые слова: жаропрочные никелевые сплавы, высокотемпературная пластичность, механизм разрушения, температура «нулевой» пластичности, оплавление границ зерен, химическая неоднородность, обогащение границ, дендриты

Высокотемпературные испытания прочности и пластичности являются неотъемлемой частью исследований при изучении свариваемости и свойств сварных соединений металлов. Для наиболее точного определения корреляции данных, полученных при исследовании прочности и пластичности с опытом сварки, изучаются металлургические изменения, имеющие место во время высокотемпературных испытаний.

Высокотемпературная пластичность определяется путем имитации термоцикла нагрева и охлаждения металла, т. е. моделирования процессов в металле зоны термического влияния при сварке. Для этого в выбранном интервале температур термоцикла проводят испытания в целях определения характерных особенностей пластичности в зависимости от температуры нагрева. По результатам испытаний можно выделить четыре области изменения пластичности при высоких температурах (рис. 1):

I — пластичность постоянная с повышением температуры; температура достаточно низкая для активации процессов диффузии и упрочнения, поэтому пластичность в этой области не зависит от температуры [1];

II — пластичность падает при дальнейшем повышении температуры. В этом интервале при сохранении достаточно высокой энергии связи примесного атома с дислокациями повышается его подвижность, благодаря увеличению параметров диффузии. В результате транспортировки примесных атомов на границы зерен осуществляется межзеренное охрупчивание, а следовательно, падение высокотемпературной пластичности [2];

III — пластичность возрастает до очень высоких значений с последующим повышением температуры. Эта область начинается при преобладании про-

цесса разупрочнения над упрочнением для никелевых сплавов, т. е. рекристаллизации, за которую отвечают высокие напряжения и высокие температуры [1];

IV — очень быстрое падение пластичности при дальнейшем повышении температуры. В этой области находится температура «нулевой» пластичности и температура «нулевой» прочности, соответствующая примерно температуре солидуса и ликвидуса основного металла.

В интервалах температур областей *I–III* для металла со стабильно аустенитной структурой прочность падает плавно и имеет перегиб на границе интервалов областей *III* и *IV*. Этот перегиб совпадает с температурой падения пластичности.

Для исследователей особый интерес представляет область *IV*. Определением причин резкого падения пластичности занимались многие исследователи, однако однозначного мнения нет.

Так, в работе [3] в качестве исследуемого материала выбрали стабильно аустенитный металл IN 600. Образцы были испытаны на машине «Gle-

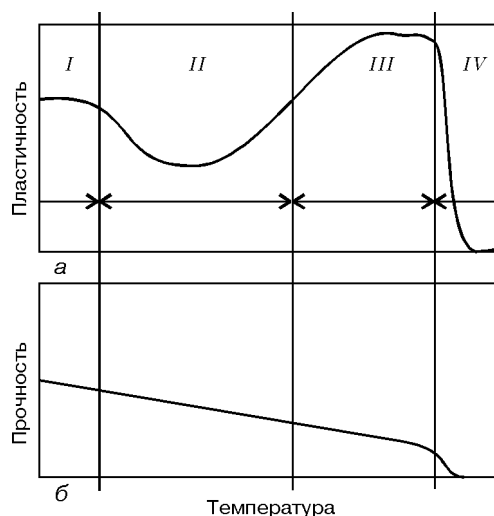


Рис. 1. Схема изменения пластичности (а) и прочности (б) стабильно аустенитных сталей в зависимости от температуры



eble». Для описания термоцикла проводили две серии испытаний: первая — при нагреве, вторая серия — при охлаждении. Точка нулевой прочности являлась максимальной температурой выдержки для испытуемых образцов на ветви охлаждения, имитируя сварочный цикл.

Микроструктурные наблюдения образцов, испытанных на ветви нагрева, показали присутствие зубчатых границ зерен, террасообразную поверхность излома, частичное изменение вида излома с вязкого на хрупкий, наличие сегрегированных выделений. Согласно представленной модели наличие этих изменений обусловлено частичным плавлением на границах зерен. Исследования, проведенные в работе на ветви охлаждения, показывают, что во время охлаждения образцов, предварительно нагретых до температуры твердожидкого состояния, область жидких границ зерен кристаллизуется в предпочтительном направлении $\langle 111 \rangle$, при этом растворенные примеси из приграничных зон диффундируют в образовавшуюся жидкость. Этот рост подтверждается наличием зубчатых границ зерен и террасоподобных структур поверхности.

Согласно данным статьи [4] падение пластичности связано с зачаточным плавлением на границах зерен, перегиб в прочности относится к образованию пленок критической толщины, и нулевая прочность свидетельствует о присутствии расплавленно-го объема в количестве нескольких процентов.

В работе [5] на примере никелевого сплава IN 738, подвергнутого трем различным видам термообработки, изучали изменение микроструктуры в процессе моделирования сварочного термоцикла на установке «Gleeble» и связь изменений в микроструктуре с потерей пластичности. Установлено, что рост зерна, рекристаллизация и растворение примесей не влияет на потерю пластичности.

Были исследованы образцы, подвергнутые трем различным видам термообработки: состояние поставки, подвергнутые старению, обработанные на твердый раствор. Все структуры показали ликвацию границ выше температуры нулевой пластичности. По данным испытаний на ветви охлаждения было определено, что пластичность оставалась низкой от максимальной температуры до температуры, примерно равной температуре нулевой пластичности, полученной на ветви нагрева. Данные испытаний показывают, что при температуре начала плавления микроструктура всех трех видов термообработок формировала межзеренную жидкость одинаково.

Проблема адекватного определения пластических свойств при высоких температурах рассмотрена также в работе [6]. Испытания проводили на оборудовании, где индукционная катушка помещалась вокруг образца, подготовленного для испытаний, что позволяло расплавить часть испытуемого образца. Расплавленный металл удерживался на месте силами поверхностного натяжения. Термопара помещалась внутрь образца и была защищена от него керамическим покрытием. Все испытания на растяжение, как и в выше указанных случаях, показали существенное падение удлинения в узком температурном интервале. Прочность выше минимальной температуры падения пластичности авторы статьи

объясняют наличием капиллярных сил от тонких пленок, соединяющих кристаллы. Благодаря тонкому слою жидкости между твердыми частями излом в интервале температур падения пластичности выглядит местами гладким и зубчатым.

Анализ опубликованных данных показывает, что большинство используемых критериев для прогнозирования поведения металла при сварке основывается на механических характеристиках (относительное сужение и/или прочность), а в интерпретации микроструктурных особенностей не существует достаточной ясности.

Представляло интерес исследование по уточнению условий падения пластичности в узком температурном интервале и их взаимосвязь с микроструктурными изменениями в процессе моделирования сварочного цикла. В данной статье использовали образцы из никелевого сплава IN 840, массовое содержание основных и примесных элементов которого следующее, %: С 0,025; Мп 0,39; Fe 8,04; Cr 20,15; Ni 18,91; Ti 0,42; Al 0,40; Mo 0,11; N 0,016; O 0,003; Ca 0,001; S 0,002; P 0,0084; Si 0,63.

Испытания проводили на установке «Ала-Тоо» типа «Geeble» в интервале температур 20... 1380 °С в рабочей вакуумной камере при остаточном давлении $6,6 \cdot 10^{-4}$ Па. Образцы нагревали радиационным способом с помощью танталового нагревателя. Регулировку и поддержание температуры осуществляли автоматическим потенциометром с использованием платино-платинородиевой термопары, привариваемой конденсаторной сваркой к рабочей части каждого образца. После достижения выбранной температуры и выдержки в течение нескольких минут образцы разрывали со скоростью $1,83 \cdot 10^{-3}$ с $^{-1}$.

В качестве критерия оценки пластических свойств применяли характеристику пластичности — относительное сужение ψ , которую определяли по формуле

$$\psi = \frac{l - l_0}{l_0} 100\%,$$

где l_0 , l — толщина образца соответственно до и после испытания.

Распределение элементов в сварных швах и фрактографические исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа «Джеол» тип YSM T-200 (Япония) и микроанализатора Camebax тип SX50 (Франция).

Травление шлифов для металлографических исследований проводили на установке ВУП-4 путем вакуумного ионного травления.

Поведение металла в твердожидком состоянии и оценку свариваемости изучали по методу Varest-rain test, обеспечивающему динамическое деформирование сварного соединения. Учитывая незначительную толщину исследуемых материалов, небольшого меньшую толщины пластин, рекомендованных для исследуемых по методу Varest-rain test, готовили сварной образец из нержавеющей стали типа 08X17T, толщиной 3 мм с приваренной лентой исследуемого состава. Сварку во время испытаний проводили методом GTAW на токе 70 А и скорости 0,6 м/мин. Испытание заключалось в деформиро-

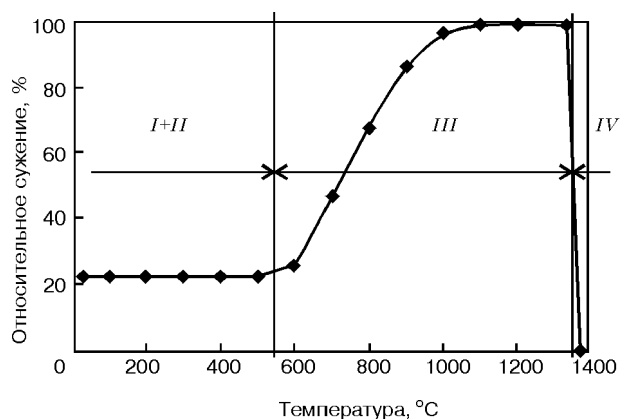


Рис. 2. Зависимость относительного сужения от температуры испытания для сплава IN 840

вании металла шва путем изгиба на серии оправок с различным радиусом. Время деформации 0,04 с. В момент деформации сварка не прекращается, а продолжалась еще некоторое время.

По результатам испытаний высокотемпературной пластичности был построен график (рис. 2). Условно кривую можно разделить на три области:

I + II — от комнатной температуры до 700 °С, в которой относительное удлинение возрастает незначительно;

III — от температуры 700 до 1340 °С, где относительное удлинение резко возрастает;

IV — свыше 1340 °С относительное удлинение падает очень быстро до нуля.

Для изучения процессов, происходящих в материале в момент существенного падения удлинения в узком температурном интервале, с помощью сканирующего электронного микроскопа были исследованы поверхности излома образцов, испытанных при температурах, наиболее близких к условной границе между *III* и *IV* областями на кривой пластичности. Результаты показали, что поверхность излома образца из области *III*, испытанного при температуре 1340 °С, имеет вид, характерный для вязкого разрушения (рис. 3, б). На нем видна ячеистая структура поверхности излома, сопровождающая процесс деформации. В этом случае температура еще не достигает значений, при которых начинается оплавление границ зерен, трещина распространяется по телу зерна, а не по его границам.

Образец из области *IV* испытывали при температуре 1380 °С. На рис. 3, в видны утолщенные границы по сравнению с границами образца из области *III* (рис. 3, а), появление которых связано с началом плавления. Излом (рис. 3, д) выглядит гладким, межзеренным. Наличие характерных фрагментов кристаллизации на поверхности излома также свидетельствует о начале оплавления, совпадающим с потерей пластичности. Такое изменение поверхности разрушения можно объяснить следующим образом: небольшие надрывы образуются на границе соседних зерен, повышают локальные напряжения, провоцируя образование локальных разрушений. В этих условиях трещина распространяется по границам зерен, связанных «мостиком» расплавленной жидкости, которая образовалась между кристаллами.

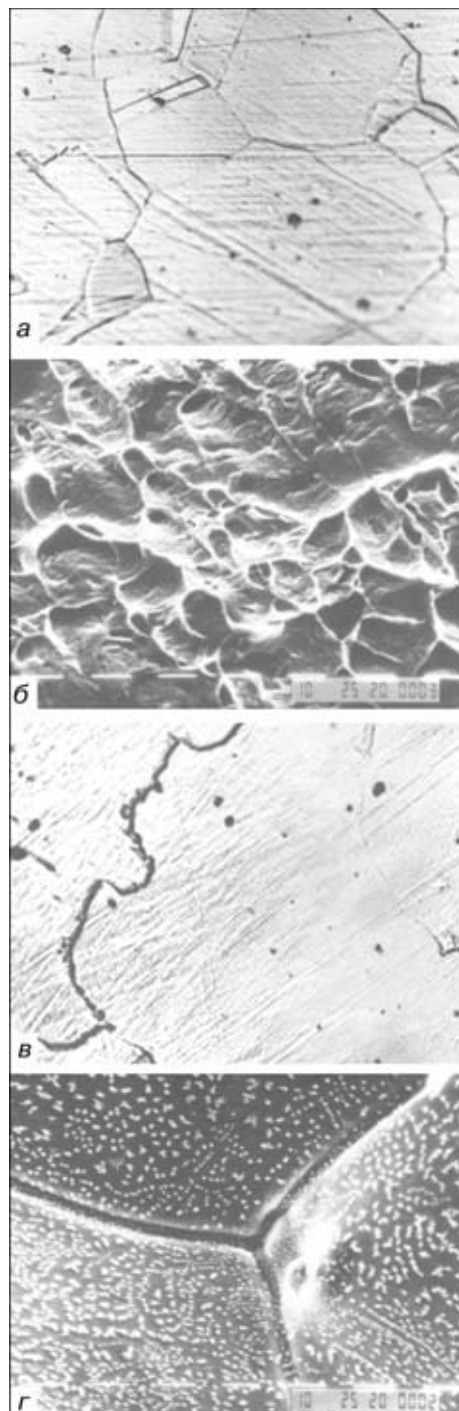


Рис. 3. Микроструктура (а, в, $\times 400$) и фрактография поверхности сплава (б, г, $\times 500$) IN 840 при температуре испытания 1340 (а, б), 1380 °С (в, г)

Данные энергодисперсионного анализа поверхности разрушения показали, что при хрупком разрушении на поверхности излома увеличивается количество соединений серы, алюминия и титана (рис. 4). Эти соединения способствуют началу оплавления по границам зерен, являясь одной из причин падения пластичности.

Поверхность разрушения титаном, серой и алюминием обогащается по нескольким причинам: данные элементы, обладая высокими параметрами диффузии (Q — энергия активации, Дж·моль⁻¹ и D_0 — коэффициент диффузии см²·с⁻¹) и имея при этом

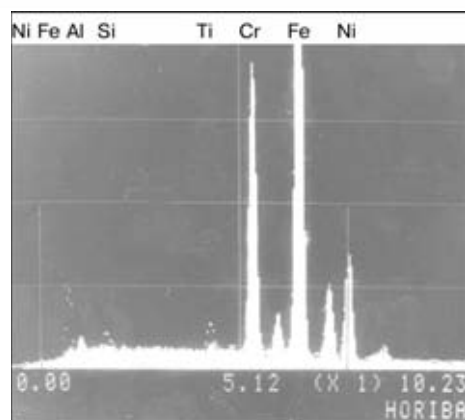


Рис. 4. Качественный энергодисперсный анализ поверхности разрушения образцов из сплава IN 840

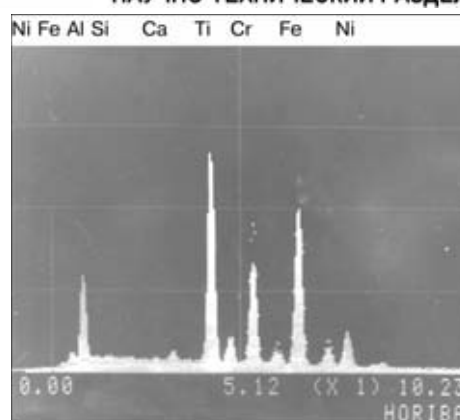


Рис. 6. Локальный химический состав зоны обогащения на поверхности горячей трещины в швах IN 840

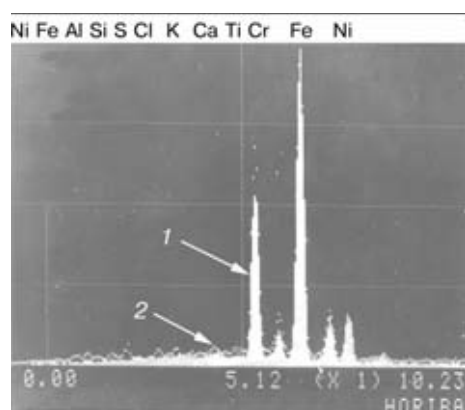


Рис. 5. Химический состав первичной оси дендрита в центральной части поверхности шва IN 840 (кривая 1) с совмещенной кривой 2 состава междендритных участков

ограниченную растворимость в матрице, диффундируют на границы зерен и скапливаются там [2]. Температура оплавления обогащенных этими элементами границ более низкая по сравнению с температурой плавления тела зерна. После появления жидких участков на границах зерен наличие разности в коэффициентах растворимости в твердом и жидком состояниях таких элементов, как алюминий, титан, сера, способствует дальнейшему скоплению указанных элементов в жидкой фазе по границам, в то время как тело зерна находится еще в твердом состоянии.

Таким образом, изучение высокотемпературной пластичности жаропрочных сплавов с помощью установки «Ала-Тоо» подтвердило наличие трех характерных температурных интервалов пластичности.

Наши данные по изучению поверхности излома показали, что падение пластичности в узком температурном интервале происходит в результате плавления на границах зерен и образования на них жидких пленок в небольших объемах, увеличение объема жидкой фазы приводит к падению прочности до нуля.

При испытании на установке Varestraint test показано, что металл шва, примыкающий к жидкой ванне и находящийся в твердожидком состоянии, склонен к образованию поперечных горячих трещин.

Исследование элементного состава поверхности в районе центра шва с использованием энергодисперсионного анализатора сканирующего микроско-

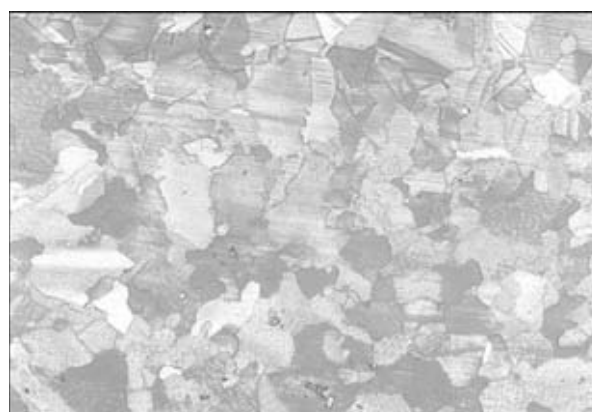


Рис. 7. Микроструктура соединения стали IN 840 (X200, уменьш. 2/5)



Рис. 8. Горячие трещины в швах стали IN 840 (X200, уменьш. 2/5)

па «Джеол» показало наличие химической неоднородности в структуре. При этом обнаружено обогащение междендритных зон такими элементами, как алюминий, кремний, сера, калий, кальций (рис. 5). Фрактограммы раскрытой трещины позволили обнаружить в приповерхностном слое зону обогащения, имеющую признаки хрупкого разрушения. Элементный состав поверхности этого участка с использованием энергодисперсионного анализа показал обогащение поверхности кремнием, особенно титаном (рис. 6). Оптическая металлография подтвердила развитие межзеренной и междендритной неоднородности структуры (рис. 7), возникшей благодаря процессу ликвации при кристаллизации металла шва. Об этом можно судить по изменению

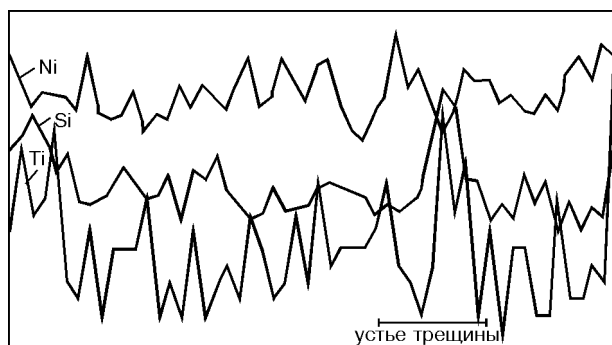


Рис. 9. Данные измерения химической неоднородности в зоне трещин, обозначенной на рис. 8 стрелкой

цветовой гаммы структурных составляющих металла. Характер распространения трещин, исследованный с помощью оптической металлографии, приведен на рис. 8. Можно утверждать, что горячие трещины располагаются по зонам междендритного обогащения. Подтверждением чему служит измерение химической неоднородности в зоне трещин, обозначенной стрелкой на рис. 8. Исследования проводили на анализаторе «Самебах» по элементам титана и кремния, обогащающим междендритные зоны в соответствии с данными энергодисперсионного анализа. Результаты измерений места указанного стрелкой на рис. 8, представлены на рис. 9. Анализ подтверждает обогащение указанного участка титаном, кремнием, никелем.

Таким образом, металлографические и фактографические данные, полученные с помощью Varesstraint test на сварных образцах, коррелируют с данными, полученными на «Ала-Тоо» для основного металла, и свидетельствуют о том, что разрушение при высоких температурах происходит по границам зерен (дендритов), обогащенным легирующими элементами.

Investigation of high-temperature ductility of alloy IN 840 using the ALA-TOO and Varesstraint-Test installations proved the presence of three characteristic temperature ductility ranges in the alloy. A dramatic drop in ductility is observed in a narrow temperature range. It results from melting of the grain boundaries to form liquid films in small volumes on these boundaries. Metallography and fractography data obtained on welded samples showed that fracture at high temperatures occurred along the grain boundaries (dendrites) rich in alloying elements and had a nature similar to that of fracture of the base metal at high temperatures.

Выводы

1. Изучение высокотемпературной пластичности жаропрочных сплавов с помощью установки «Ала-Тоо» на примере для никелевого сплава IN 840 подтвердило наличие трех температурных интервалов пластичности, а также резкое падение пластичности в узком температурном интервале, которое происходит за счет подплавления границ зерен с образованием на них жидких пленок в небольших объемах, приводящих к смене механизма разрушения.

2. Разрушение сварных образцов никелевого сплава при высоких температурах происходит по границам зерен (дендритов), обогащенным легирующими элементами, и имеет одинаковую природу с разрушением основного металла при высоких температурах.

3. Поведение сплава IN 840 при охлаждении от температур твердожидкого состояния, а также поведение границ зерен при затвердевании и в процессе резкого изменения прочности и пластичности требует дополнительных исследований.

1. *Суперсплавы* II: В 2 кн. / Под ред. Ч. Г. Симса, Н. С. Столофа, У. К. Харгеля, пер. с англ. под ред. Р. Е. Шилина. — М.: Металлургия, 1995. — 384 с.
2. Савченко В. С., Ющенко К. А. Механизм образования и пути предотвращения подваликовых трещин при сварке аустенитных сталей // Автомат. сварка. — 1993. — № 2. — С. 8–11.
3. Weiss B., Krotke G. E., Stickler R. Physical metallurgy of hot ductility testing // Welding Research Suppl. — 1970. — 49, № 10. — P. 471.
4. Lee C. H., Lundin C. D. Relationship between hot ductility behavior and microstructural changes in TP347 stainless steel // Welding J. — 1998. — № 1. — P. 29–37.
5. Thompson R. G., Genculu S. Microstructural evolution of the HAZ of INCONEL 718 and correlation with the hot ductility test // Ibid. — 1983. — 62, № 12. — P. 337–345.
6. Bo R. An investigation of the hot ductility of steels by performing tensile test on «in situ solidified» samples // Scand. J. of Met. — 1983. — № 12. — P. 51–66.

Поступила в редакцию 23.05.2000



УДК 621.791:629.621.791:629.76

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ РЕМОНТЕ ТРУБОПРОВОДОВ В УСЛОВИЯХ КОСМОСА

Ю. Л. ВАСЕНИН, канд. физ.-мат. наук, А. А. ЗАГРЕБЕЛЬНЫЙ, инж., А. Т. ЗЕЛЬНИЧЕНКО, И. В. КРИВЦУН, кандидаты физ.-мат. наук, В. Ф. ШУЛЫМ, инж. (Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Предложена математическая модель тепловых процессов при пайке трубопроводов в условиях космоса. Разработано программное обеспечение для компьютерной реализации указанной модели. Проведено детальное компьютерное моделирование тепловых процессов при пайке трубопроводов из нержавеющей стали. Определены оптимальные геометрические параметры и условия нагрева паяемого соединения, а также время и энергия, необходимые для обеспечения процесса пайки.

Ключевые слова: космос, космический летательный аппарат, ремонт, трубопровод, пайка, припой, тепловые процессы, температурное поле, плавление, моделирование, исследования

Одной из важнейших проблем, стоящих перед специалистами аэрокосмической отрасли, является обеспечение ресурса космического летательного аппарата (КЛА) и его служебных систем, предусматривающего нормальную эксплуатацию весьма дорогого изделия в экстремальных условиях на протяжении нескольких лет (спутники различного назначения и межпланетные корабли) или даже десятилетий (орбитальные станции и производственные базы на других планетах). В настоящее время эта проблема решается двумя путями [1]:

создание новых материалов и соответственно новой элементной базы с закладыванием их в проекты перспективных КЛА;

обеспечение ремонтпригодности КЛА в условиях их эксплуатации.

Понятно, что наиболее оптимальным решением задачи ремонта является замена блоков или целых систем, вышедших из строя. Однако это не всегда осуществимо и всегда дорого. Поэтому не стоит отказываться от старых апробированных методов индивидуального поэлементного ремонта, который особенно эффективен в случае аварийного выхода из строя какого-либо узла, например в системе жизнеобеспечения КЛА. Здесь уместно провести аналогию между орбитальными станциями и современными подводными атомоходами, месяцами пребывающими в автономном плавании и имеющими на борту мастерские, оснащенные механическим и сварочным оборудованием, а также широким набором инструментария.

Актуальность проблемы обеспечения ремонта КЛА длительного использования особенно наглядно проявилась в последние годы эксплуатации орбитального комплекса «Мир». По данным специалистов, обеспечивающих поддержание станции в эксплуатационном режиме, примерно 50 % работ, проведенных на станции, связаны с ремонтом и восстановлением функционирования различных ее систем.

Одним из уязвимых и в то же время наиболее важных участков жизнеобеспечения подобных комплексов является многокилометровая система трубопроводов (стальных, титановых, алюминиевых) различного назначения. Представляется маловероятной возможность ремонта вышедшей из строя трубы с помощью простой ее замены (особенно в аварийной обстановке). В этом случае почти невозможно обойтись без традиционных способов соединения материалов методами сварки или пайки.

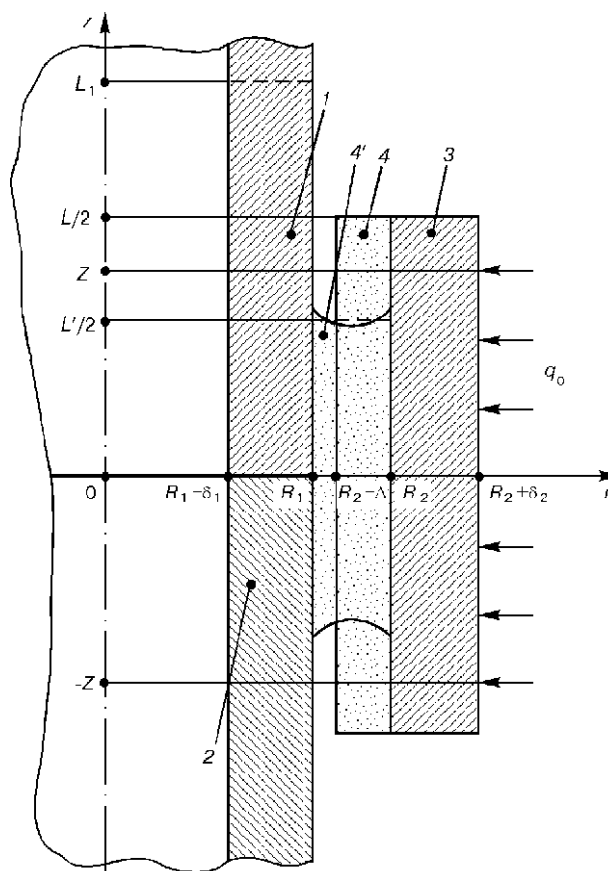


Рис. 1. Схема реализации паяного соединения при ремонте трубопровода КЛА: 1 — трубопровод; 2 — вкладыш; 3 — муфта; 4 — исходный слой припоя; 4' — расплав припоя (остальные обозначения см. в тексте)



Предметом настоящей работы является исследование тепловых процессов при ремонте трубопроводов КЛА в условиях космоса методом пайки. Решение такой задачи позволит определить наиболее эффективные технологические параметры будущей штатной бортовой аппаратуры для реализации указанного процесса, дающей возможность обеспечить ремонт трубопроводной системы долговременного КЛА силами мало- или совсем непрофессионального в этой технологии экипажа.

Наиболее простой для реализации соединения при пайке трубопроводов в условиях космоса является схема (рис. 1), предложенная академиком Б. Е. Патеном. В ее рамках поврежденный участок трубопровода заменяется изготовленным из того же металла трубчатым вкладышем соответствующих длины, внешнего и внутреннего диаметров. Вкладыш центрируется относительно оси трубопровода с помощью двух муфт (на рисунке показана только одна из них), которые после установки вкладыша в разрыв трубопровода сдвигаются со вкладыша на половину своей длины в сторону неповрежденных участков трубопровода. Затем с помощью источника тепла, распределенного по наружной поверхности муфты, как показано на рис. 1, производится нагрев изделия до полного расплавления припоя, заранее нанесенного на внутреннюю поверхность муфты, заполнения им части зазора между трубопроводом и муфтой и, наконец, до достижения температуры пайки в зоне контакта припоя с внешней поверхностью вкладыша и трубопровода*. В результате образуется паяное соединение.

Настоящая статья посвящена разработке математической модели и детальному компьютерному моделированию тепловых процессов при пайке трубопроводов из нержавеющей стали в условиях космоса. Целью моделирования является определение оптимальных геометрических размеров муфты и выбор ее материала, толщины слоя припоя, необходимого для нанесения на ее внутреннюю поверхность, а также оптимальных условий и времени нагрева изделия для обеспечения качественного паяного соединения.

Математическая модель. Для расчета температурного поля во всех компонентах соединения (области 1–4 (4') на рис. 1) при рассматриваемом способе ремонта трубопроводов КЛА будем использовать нестационарное квазилинейное уравнение теплопроводности. С учетом азимутальной симметрии системы это уравнение для каждой из указанных областей D_i ($i = 1, \dots, 4, 4'$) в цилиндрической системе координат (см. рис. 1) может быть записано в виде

$$\rho_i C_i \frac{\partial T_i}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \lambda_i \frac{\partial T_i}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_i \frac{\partial T_i}{\partial z} \right); r, z \in D_i, t > 0. \quad (1)$$

Здесь $T_i(r, z, t)$ — пространственно-временное распределение температуры в i -й области ($i = 1, \dots, 4, 4'$); $\rho_i(T)$ — плотность; $\lambda_i(T)$ — коэффициент

теплопроводности; $C_i(T)$ — эффективная теплоемкость соответствующего материала, которая определяется с учетом его теплоты плавления:

$$C_i(T) = c_i(T) + W_{mi} \delta(T - T_{mi}), \quad (2)$$

где $c_i(T)$ — удельная теплоемкость; W_{mi} — скрытая теплота плавления; T_{mi} — температура плавления материала i -й области.

Считая длину вкладыша достаточно большой, а положение муфты симметричным относительно плоскости контакта вкладыша с основным трубопроводом (плоскость $z = 0$ на рис. 1), температурное поле также можно предполагать симметричным относительно указанной плоскости. В этом случае на интервале от начала нагрева до полного расплавления припоя уравнение (1) можно решать только в трех из четырех рассматриваемых областей, например, в области 1 и в верхних половинах областей 3 и 4 (см. рис. 1):

$$D_1 = \{r : R_1 - \delta_1 < r < R_1, 0 < z < L_1\}; \quad (3)$$

$$D_3 = \{r : R_2 < r < R_2 + \delta_2, z : 0 < z < L/2\};$$

$$D_4 = \{r : R_2 - \Delta < r < R_2, z : 0 < z < L/2\},$$

где R_1 — внешний радиус трубопровода и вкладыша; δ_1 — толщина их стенок; R_2 — внутренний радиус муфты; δ_2 — толщина ее стенки; L — длина муфты; Δ — толщина исходного слоя припоя. Предполагаем, что после сборки рассматриваемого соединения между внешней поверхностью трубопровода и внутренней поверхностью слоя припоя существует зазор конечной ширины. С учетом того, что пайка производится в условиях невесомости, т. е. при отсутствии конвективной составляющей теплообмена между указанными поверхностями, теплообмен между трубопроводом и муфтой на начальных этапах нагрева соединения рассматривается только как радиационный [2]. В том случае, когда пайка производится внутри обитаемых отсеков КЛА, т. е. при атмосферном давлении, наряду с теплообменом излучением, следует учитывать и кондуктивную составляющую теплообмена, связанную с теплопроводностью воздуха, присутствующего в зазоре.

При решении уравнений теплопроводности полагаем, что после достижения во всех точках области D_4 температуры плавления (ликвидус) припоя, он изменяет свою форму под воздействием сил поверхностного натяжения и заполняет пространство между внутренней поверхностью муфты и внешней поверхностью трубопровода, как показано на рис. 1. Для дальнейшего решения системы уравнений (1) область D_4 будем приближенно рассматривать как область, имеющую прямоугольное сечение, которая при условии сохранения объема припоя может быть определена следующим образом (см. рис. 1):

$$D_4' = \{r : R_1 < r < R_2, z : 0 < z < L'/2\}, \quad (4)$$

где при выполнении условия $\Delta \ll R_2$ для длины этой области L' имеем

*Приведенная схема реализации паяного соединения является условной, реальное конструктивное исполнение указанного узла должно обеспечивать полное заполнение зазора расплавленным припоем и формирование галтелей.



$$L' \approx L \frac{2\Delta/R_2}{1 - (R_1/R_2)^2}. \quad (5)$$

Кроме того, предполагается, что после контакта припоя с поверхностью трубопровода при $z < L'/2$ устанавливается идеальный тепловой контакт между областями D_1 и D_4 .

Зададим начальные и краевые условия для решения уравнений (1) в рассматриваемых областях. В качестве начального выберем очевидное условие

$$T_i|_{t=0} = T_c, \quad (6)$$

где T_c — температура окружающей среды. Краевые условия для уравнений (1) задаются исходя из следующих соображений. Поскольку предполагается, что температурное поле симметрично относительно плоскости $z = 0$, граничные условия для температуры во всех областях при $z = 0$ выбираются в виде условий симметрии решения. На внутренней границе области D_1 можно принять:

$$\frac{\partial T_1}{\partial r} \Big|_{r=R_1-\delta_1} = 0, \quad (7)$$

так как в условиях невесомости конвективный теплообмен отсутствует, а радиационным теплообменом между участками внутренней поверхности при медленном изменении ее температуры в продольном направлении можно пренебречь. На границе области D_1 , которая противоположна плоскости $z = 0$, полагаем

$$T_1|_{z=L_1} = T_c. \quad (8)$$

Здесь L_1 — длина области D_1 , выбираемая настолько большой, что при дальнейшем ее увеличении изменение температурного поля в зоне нагрева соединения становится несущественным. На внешней поверхности трубопровода вне муфты ($z < L/2$) задаются условия радиационного теплообмена с окружающей средой:

$$\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial r} \Big|_{r=R_1} = \epsilon_1 \sigma_0 (T_c^4 - T_1^4|_{r=R_1}), \quad (9)$$

где ϵ_1 — степень черноты материала трубопровода; σ_0 — постоянная Стефана–Больцмана. Поскольку предполагается, что в результате сборки соединения между муфтой и поверхностью трубопровода существует зазор конечной ширины, прозрачный для теплового излучения, то на начальных этапах нагрева (до плавления припоя) граничные условия на внешней границе области D_1 при $0 < z < L/2$ принимаются в виде, аналогичном (9) при замене T_c на $T_4|_{r=R_2-\Delta}$ и ϵ_1 на приведенную степень черноты $\bar{\epsilon}_{1,4}$, вычисляемую по формуле из [2]:

$$\bar{\epsilon}_{1,4} = \frac{\epsilon_1 \epsilon_4}{\epsilon_1 + \epsilon_4 - \epsilon_1 \epsilon_4}, \quad (10)$$

где ϵ_4 — степень черноты материала припоя. После заполнения части зазора припоем граничное условие в зоне контакта припоя с поверхностью трубопровода, т. е. при $0 < z < L'/2$, заменяется условием идеального теплового контакта. Предполагается, что на остальной части поверхности тру-

бопровода, находящейся под муфтой, остаются справедливыми условия радиационного теплообмена с внутренней поверхностью муфты.

Граничные условия для области D_3 (см. рис. 1) зададим следующим образом. На внешней границе муфты в области воздействия на нее источника тепла, т. е. при $0 < z < Z$, примем

$$\lambda_3 \frac{\partial T_3}{\partial r} \Big|_{r=R_2+\delta_2} = q_0, \quad (11)$$

где q_0 — плотность теплового потока, вводимого через поверхность муфты. На остальной части внешней поверхности муфты подобно (9) примем условия радиационного теплообмена с окружающей средой. Что касается внутренней границы области D_3 , то здесь задаются условия идеального теплового контакта со слоем припоя, которые выполняются при $z < L/2$ до момента полного расплавления исходного слоя припоя и при $z < L'/2$ после изменения формы области D_4 , тогда как при $L'/2 < z < L/2$ принимаются условия радиационного теплообмена внутренней поверхности муфты с поверхностью трубопровода.

Сформулируем граничные условия для области, занятой припоем (область 4 (4) на рис. 1). На границе этой области, контактирующей с металлом муфты, зададим условия идеального теплового контакта. На внутренней границе до момента полного расплавления припоя примем условия радиационного теплообмена с поверхностью трубопровода, которые заменяются условиями идеального теплового контакта после полного расплавления припоя. Наконец, на верхней границе рассматриваемой области, т. е. при $z = L/2$ ($z = L'/2$ после плавления припоя), задаются условия радиационного теплообмена с окружающей средой.

Этим исчерпывается постановка краевых задач для уравнений теплопроводности (1) применительно к рассматриваемому в настоящей статье способу ремонта трубопроводов в условиях космоса. Следует отметить, что описанная модель тепловых процессов при пайке трубопроводов является двумерной в отличие, например, от модели, предложенной в работе [3], где для расчета температурных полей при пайке тонкостенных трубчатых изделий использовались одномерные уравнения теплопроводности.

Результаты моделирования. Уравнения (1) с соответствующими начальными и граничными условиями решались численно методом конечных разностей. При решении получаемых разностных уравнений использовался метод переменных направлений [4]. Все расчеты выполнялись при следующих геометрических параметрах соединения: $R_1 = 6$ мм; $\delta_1 = 1$ мм; $L = 20$ мм; $R_2 = 6,5 \dots 6,7$ мм. При этом толщина Δ исходного слоя припоя варьировалась в диапазоне от 0,3 до 0,5 мм так, чтобы ширина зазора между муфтой и поверхностью трубопровода оставалась постоянной, равной 0,2 мм*; $\delta_2 = 1 \dots 2$ мм. Материалом трубопровода и вкладыша была нержавеющая сталь 10X18H9T; мате-

*Указанный размер зазора является максимально допустимым для пайки и выбран с учетом возможности ручной сборки паяемого соединения при работе за бортом КЛА.

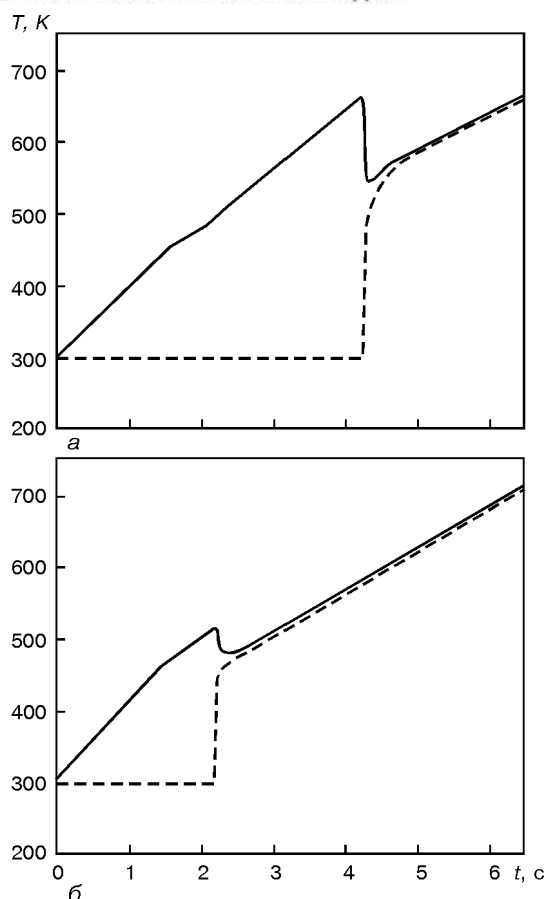


Рис. 2. Зависимость температуры T в различных точках изделия от времени t нагрева при использовании муфты из нержавеющей стали 10X18H9T (а) и меди (б) при $R_1 = 6$ мм; $\delta_1 = 1$ мм; $R_2 = 6,6$ мм; $\delta_2 = 1,5$ мм; $\Delta = 0,4$ мм; $P = 500$ Вт; сплошные кривые — в точке с координатами $r = R_2, z = 0$; штриховые — $r = R_1, z = 0$

риалом муфты — медь или та же сталь. В качестве припоя рассматривался предложенный в [5] припой системы Sn–Ni–Ge с большим содержанием олова и, следовательно, близкими к олову значениями теплофизических свойств. Все необходимые теплофизические свойства указанных материалов брали из работ [6–8]. Температура пайки нержавеющей стали указанным припоем была принята равной 900 К.

Вначале определялась оптимальная длина зоны нагрева муфты внешним источником тепла (нагревателем). При этом предполагалось, что тепловой поток равномерно распределен по внешней поверхности муфты в пределах области $-Z < z < Z$ (см. рис. 1), а его плотность q_0 задавалась соотношением

$$q_0 = \frac{P}{4\pi(R_2 + \delta_2)Z}, \quad (12)$$

где P — полная мощность, вводимая в изделие нагревателем.

Результаты моделирования показали, что наиболее оптимальные для пайки рассматриваемого соединения температурные поля в зоне контакта припоя с поверхностью трубопровода реализуются при выполнении условия $Z_1 \approx L'/2$. Уменьшение длины области нагрева сопровождается излишним перегревом центральных областей поверхности

муфты (вплоть до плавления ее материала). Увеличение Z_1 приводит к тому, что после расплавления припоя и образования идеального теплового контакта между муфтой и трубопроводом в области $z < L'/2$ перегреваются внешние края муфты. В результате температурный профиль в зоне контакта припоя с поверхностью трубопровода и вкладыша оказывается возрастающим по направлению к краям муфты, что особенно существенно в случае использования муфты из нержавеющей стали, имеющей значительно меньшую теплопроводность, чем медь. Такой температурный профиль в зоне пайки недопустим, поскольку уменьшение краевого угла смачивания припоем паемой поверхности с повышением ее температуры может привести к растеканию припоя к краям муфты, что в свою очередь не позволит обеспечить качественное паяное соединение.

При выбранной длине зоны нагрева (для рассматриваемых геометрических параметров соединения значения $Z_1 = L'/2$ находятся в диапазоне 6,2...7,5 мм) были проведены расчеты зависимости температуры в различных точках изделия от продолжительности его нагрева при начальной температуре $T_c = 300$ К (пайка в обитаемых отсеках КЛА). На рис. 2 приведены соответствующие зависимости для центральных точек внешней поверхности трубопровода ($r = R_1, z = 0$) и центральных точек внутренней поверхности муфты ($r = R_2, z = 0$). Как следует из представленных кривых, температура поверхности трубопровода остается практически постоянной, равной исходной температуре изделия, вплоть до полного расплавления припоя, изменения его формы под действием сил поверхностного натяжения и образования идеального теплового контакта между припоем и поверхностью трубопровода. Температура внутренней поверхности муфты, равная температуре припоя в соответствующих точках, на начальном этапе нагрева практически линейно (за исключением процесса плавления припоя) возрастает со временем. Затем после контакта расплавленного припоя с относительно холодной поверхностью, он резко охлаждается, а поверхность трубопровода нагревается так, что их температуры выравниваются и дальнейший нагрев изделия приводит к линейному росту температуры в зоне пайки. Следует отметить, что в случае использования муфты из меди полное расплавление припоя происходит почти в 2 раза быстрее, чем в случае муфты из нержавеющей стали (рис. 2), что объясняется более высокой теплопроводностью меди и меньшей ее теплоемкостью.

Как уже было отмечено, после контакта расплавленного припоя с холодной поверхностью трубопровода и вкладыша происходит существенное остывание припоя (вплоть до частичного затвердевания), которое сменяется дальнейшим нагревом и плавлением. На рис. 3 показана эволюция теплового состояния припоя после его контакта с поверхностью трубопровода; время отсчитывалось с момента касания припоем паемой поверхности.

Для определения энергетических характеристик процесса пайки были проведены расчеты продолжительности и нагрева соединения до заданного

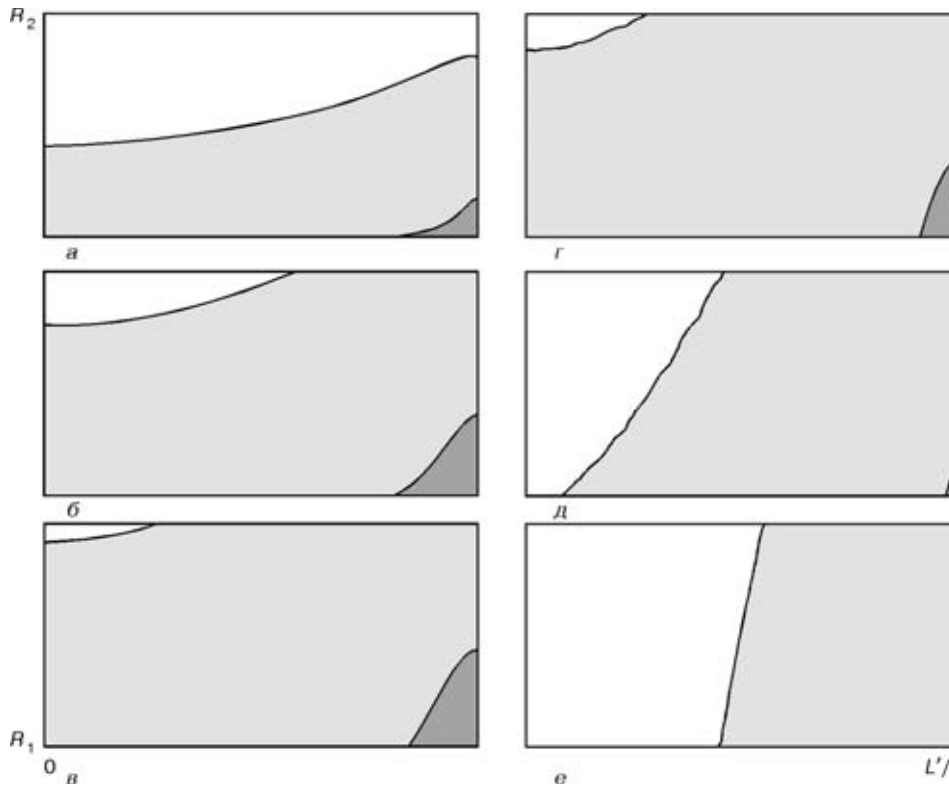


Рис. 3. Эволюция теплового состояния припоя после его контакта с поверхностью трубопровода при использовании муфты из нержавеющей стали при условиях, упомянутых в рис. 2, и $P = 250$ Вт: незаштрихованные соответствуют жидкому состоянию припоя ($T \geq T_L = 493$ К); темные области — твердому состоянию ($T \leq T_S = 456$ К); серые — промежуточному состоянию: а — $t = 0,01$; б — $0,04$; в — $0,10$; г — $0,20$; д — $0,30$; е — $0,40$ с

теплового состояния и требуемой для этого энергии в зависимости от мощности, вкладываемой в изделие. Соответствующие расчетные данные, полученные для муфты из нержавеющей стали, приведены на рис. 4, а для муфты из меди — на рис. 5. Нижние кривые на рис. 4, а и рис. 5, а соответствуют времени нагрева соединения до полного расплавления припоя и установления идеального теплового контакта между припоем и поверхностью трубопровода. Нижняя граница серой области соответствует времени достижения температуры пайки хотя бы в одной точке контакта припоя с поверхностью трубопровода, а верхняя — времени прогрева всей паяемой поверхности до указанной температуры. Наконец, верхние кривые на этих рисунках соответствуют времени начала плавления поверхности муфты, т. е. ограничивают максимально допустимое время нагрева изделия при заданной вводимой мощности.

Как следует из кривых, приведенных на рис. 4, 5, время нагрева до достижения заданного теплового состояния естественным образом уменьшается с увеличением P . Что касается энергии, требуемой для разогрева всей паяемой поверхности до температуры пайки, $E_b = Pt_b$, где t_b — время нагрева до температуры пайки (верхняя граница серой области на рис. 4, а и рис. 5, а), то она также уменьшается с ростом мощности вводимой в изделие (рис. 4, б и рис. 5, б). Причиной этого является снижение доли энергетических потерь на теплопроводность и излучение в общем энергетическом балансе рассматриваемого соединения при увеличении скорости ввода энергии, определяемой величиной P .

Расчеты показали, что при прочих равных условиях время пайки t_b , а следовательно, и требуемая для обеспечения паяного соединения энергия

E_b увеличиваются вместе с толщиной стенки муфты, практически пропорционально увеличению объема ее материала. Кроме того, энергия, необходимая для обеспечения процесса пайки в случае использования муфты из меди, оказывается примерно на 20 % меньше, чем при использовании муфты из стали (рис. 4, б и рис. 5, б). Таким образом, наиболее энергетически выгодным способом реализации паяного соединения при ремонте трубопроводов из нержавеющей стали является использование медной муфты минимально допустимой толщины.

Оптимальный диапазон вводимых в изделие нагревателем мощностей, необходимых для реализации паяного соединения по рассматриваемой схеме — от 250 до 500 Вт, что составляет с учетом

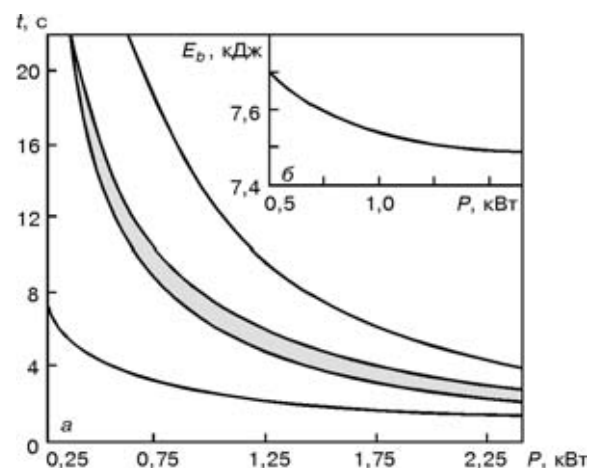


Рис. 4. Зависимость времени нагрева t изделия до заданного теплового состояния (а) и энергии E_b , необходимой для обеспечения процесса пайки (б), от вкладываемой мощности P при использовании муфты из нержавеющей стали 10Х18Н9Т ($R_1 = 6$ мм; $R_2 = 6,6$ мм; $\delta_1 = 1$ мм; $\delta_2 = 1$ мм; $\Delta = 0,4$ мм; $T_c = 300$ К)

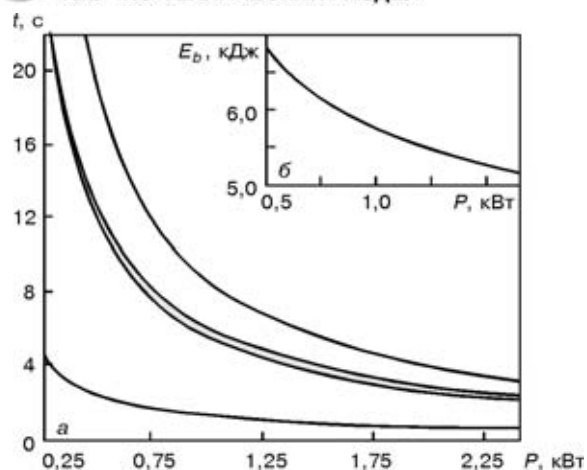


Рис. 5. Зависимость времени нагрева изделия до заданного теплового состояния (а) и энергии, необходимой для обеспечения процесса пайки (б), от вкладываемой мощности при использовании муфты из меди (см. параметры и обозначения рис. 4)

КПД самого нагревателя и процесса передачи тепла к изделию не более 1 кВт потребляемой электрической мощности. С одной стороны, такие мощности могут быть легко обеспечены бортовой электросетью КЛА, а с другой, позволяют производить процесс пайки за относительно небольшое (около 10...30 с) время. Так, например, время, необходимое для достижения температуры пайки во всех точках паяемой поверхности при $P = 500$ Вт и $T_c = 300$ К, составляет 12,3 с в случае использования муфты из меди (см. рис. 4, а) и 15,5 с, если муфта из 10Х18Н9Т (рис. 5, а). Кроме того, как следует из этих же рисунков, введение в изделие такой мощности позволяет обеспечить достаточный (более 6 с) временной интервал между окончанием процесса пайки и началом плавления материала муфты.

Наконец, если пайка производится в открытом космосе, то время нагрева соединения до температуры пайки и соответственно необходимая для этого энергия могут существенно зависеть от начальной температуры изделия. В частности, при ремонте трубопровода на солнечной стороне КЛА, где начальная температура составляет 400 К, продолжительность пайки рассматриваемого соединения в случае использования муфты из меди составляет

10,4 с ($E_b = 5,2$ кДж), тогда как на теневой стороне при $T_c = 180$ К — 14,4 с ($E_b = 7,2$ кДж).

В заключение необходимо отметить, что настоящая работа носит теоретический характер и ее результаты требуют экспериментальной проверки, включая натурные испытания.

Выводы

1. Разработаны математическая модель тепловых процессов при пайке трубопроводов в условиях космоса, соответствующий вычислительный алгоритм и программное обеспечение для компьютерной реализации данной модели.

2. Результаты моделирования показали, что использование при пайке рассматриваемого соединения муфты из меди дает энергетический выигрыш до 20 % по сравнению со стальной муфтой, а также позволяет обеспечить более равномерное распределение температуры в зоне пайки.

3. При пайке соединений подобных геометрических размеров наиболее оптимальными являются мощности 250...500 Вт, вводимые в изделие нагревателем, что позволяет нагреть зону контакта припоя с поверхностью трубопровода до температуры пайки за 10...30 с.

1. *Космос: технологии, материаловедение, конструкции* / Под ред. Б. Е. Патона. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 2000. — 528 с.
2. *Кутателадзе С. С. Основы теории теплообмена*. — М.: Атомиздат, 1979. — 416 с.
3. *Расчет нагрева многослойного трубчатого изделия под пайку* / А. Т. Зельниченко, С. А. Вакуленко, А. Р. Булацев и др. // *Автомат. сварка*. — 1988. — № 2. — С. 30–32.
4. *Андерсон Д., Таинехил Дж., Плетчер Р. Вычислительная гидромеханика и теплообмен*. — Т. 1. — М.: Мир, 1990. — 384 с.
5. *Анализ неразъемных соединений трубчатых элементов типа сварка-пайка и пайка, выполненных с помощью УРИ* / А. А. Загребельный, С. С. Гавриш, А. Р. Булацев и др. // *Проблемы космической технологии металлов*. — Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1968. — С. 13–26.
6. *Справочник по пайке* / Под ред. И. Е. Петрунина. — М.: Машиностроение, 1984. — 400 с.
7. *Ларионов Л. Н., Юрченко Ю. Ф. Структура и свойства металлов и сплавов: Справочник. Тепловые свойства металлов и сплавов*. — Киев: Наук. думка, 1985. — 438 с.
8. *Таблицы физических величин: Справочник* / Под ред. И. К. Кикоина. — М.: Атомиздат, 1976. — 1008 с.

A mathematical model of thermal processes in tube brazing in space is proposed. Software has been developed for implementation of this model in the computer. Detailed computer modeling of thermal processes in stainless steel tube brazing has been performed. The optimal geometrical parameters and conditions of brazed joint heating are determined, as well as the time and energy required to ensure the brazing process.

Поступила в редакцию 05.03.2001



УДК 621.791.72:621.791.052:620.17

К ЭФФЕКТИВНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ТЕПЛА РАСПЛАВА ВАННЫ

В. В. ДМИТРИК, В. В. ШЕВЧЕНКО, кандидаты техн. наук (Укр. инж.-пед. акад., г. Харьков)

Предложен метод оценки количества тепла дуги, вводимого в основной металл и переносимого потоками жидкого металла из головной части ванны в хвостовую. Показано, что повысить эффективность использования тепла расплава ванны можно за счет дополнительного присадочного материала и подбора оптимальных параметров режима сварки.

Ключевые слова: дуговая сварка, тепло дуги, сварочная ванна, перегрев, расход тепла

Известно, что тепло дуги, введенное в основной металл, расходуется частично на дополнительный перегрев расплава ванны и металла ЗТВ [1–3]. Впервые при сварке тонкостенных конструкций смещение высоты проплавления кромок от области активного пятна дуги в сторону хвостовой части ванны выявлено А. И. Акуловым в его докторской диссертации. Изучению процессов, протекающих в расплаве ванны, посвящено много работ [4–6 и др.]. Количественная оценка степени перегрева расплава ванны проводилась нами при расчетах температурного режима [7–9]. С целью совершенствования структуры математических моделей тепловых задач, реализуемых численными методами, и оптимизации параметров режима сварки целесообразно определить количество тепла дуги, переносимое потоками жидкого металла из головной части ванны в хвостовую.

Поэтому актуально выявить дополнительный перегрев при сварке сталей, склонных к образованию закалочных структур, в том числе перлитных, которые широко используются в энергетике. Целесообразно также определить координаты перегретых участков, поскольку на них формируются структуры, не отвечающие требованиям нормативной документации. Установлено, что объем перегретых участков с аналогичными структурами в сварных соединениях может быть различным. Такие структуры наблюдаются и в локальных объемных участках. В структуре металла шва (бейнит + феррит, стали 08ХМФ) это могут быть укрупненные матричные зерна α -Fe, для которых характерна высокая степень фазовых напряжений. Дополнительный перегрев может также способствовать образованию «мягких» ферритных или «твердых» мартенситных прослоек на участке сплавления металла ЗТВ. Значит для формирования оптимальной исходной структуры следует, по возможности, не допускать перегретых участков.

При формировании швов также нежелательным является наличие перегретых участков [5], поскольку они увеличивают степень остаточных напряжений и деформаций.

Установлено [6, 7, 9], что при автоматической сварке на средних режимах ($I_{св} = 280...380$ А; $v_{св} =$

$= 20...25$ м/ч; $U_d = 28...32$ В; диаметр электродной проволоки равен 2 мм) основной поток жидкого металла из головной части ванны в хвостовую протекает по области расплава, примыкающей к поверхности кристаллизации (рис. 1). В соответствии с данной схемой потока в сварочную ванну вводили обесточенную дополнительную присадочную проволоку (ДПП) (рис. 2). Скорость ввода ДПП составляла $50...60$ м/ч, а частота перемещений этой проволоки по области расплава, примыкающей к поверхности кристаллизации, равнялась $50...60$ перемещений в 1 мин.

Допустим, что количество тепла, переносимое потоками жидкого металла из головной части ванны в хвостовую, соответствует количеству тепла, расходуемого на плавление ДПП. Будем рассматривать указанный процесс как квазиустановившийся, с постоянной скоростью ввода ДПП в расплав ванны. При этом принимаем допущение, что вводимая в ванну ДПП имеет вид полубесконечного стержня (рис. 2). Погрешность при отсутствии учета скрытой теплоты плавления не превышает 10 % количества

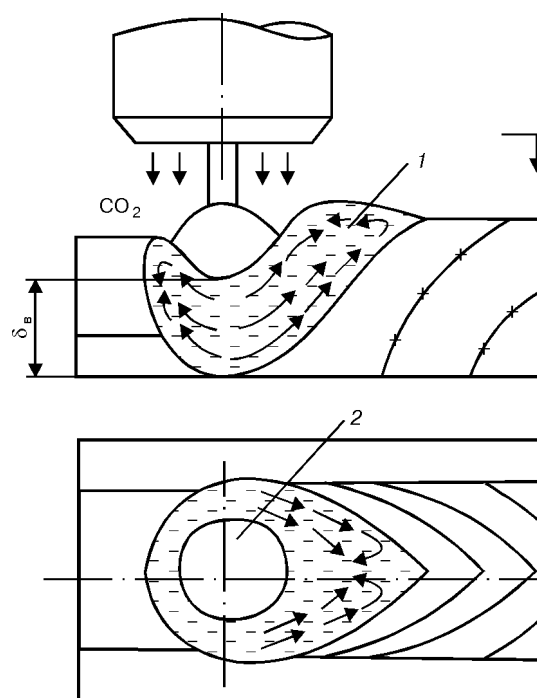


Рис. 1. Схема движения потока жидкого металла из головной части ванны в хвостовую: 1 — расплав ванны; 2 — область активного пятна дуги (δ_b — глубина расплава ванны)

© В. В. Дмитрик, В. В. Шевченко, 2001

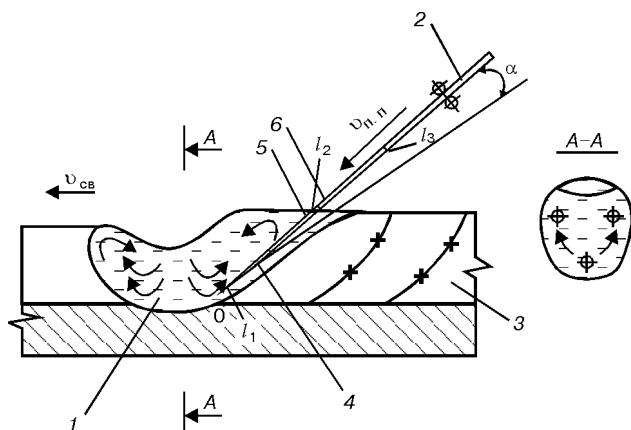


Рис. 2. Схема подачи в хвостовую часть ванны ДПП в соответствии с полученной схемой на рис. 1: 1 — расплав ванны; 2 — ДПП; 3 — металл шва; 4 — участок плавления ДПП длиной $0-l_1$; 5 — участок плавления ДПП длиной l_1-l_2 , находящийся в расплаве ванны; 6 — участок плавления ДПП длиной l_2-l_3 , претерпевающий подогрев теплом ванны; $v_{п.п.}$ — скорость подачи ДПП в вершине образующегося конуса при ее плавлении

тва тепла, расходуемого на плавление ДПП на участке 1 (рис. 2). Учет скрытой теплоты плавления можно производить путем ввода поправочных коэффициентов k , определяемых экспериментально: на участке 1 $k_1 = 1,1$; на участке 2 $k_2 = 1,07$. Количество тепла расплава ванны, расходуемое на плавление ДПП (рис. 2), с учетом известных положений [10] и усредненных значений $c_i(T)$, $\gamma_i(T)$ ($i = 1, 2, 3$), данные о которых брали из [3], запишем

$$Q = k_1 S_{lcp} c_1 \gamma_1 \frac{T_0 - T_1}{2} l_1 + k_2 S_0 c_2 \gamma_2 \frac{T_1 - T_2}{2} l_2 + S_0 c_3 \gamma_3 \frac{T_2 - T_3}{2} l_3, \quad (1)$$

где S_0 — сечение ДПП на участке от l_1 до $+\infty$, мм²; $0-l_1$ — длина участка плавления ДПП, мм; l_1-l_2 — длина участка ДПП, находящейся в ванне, мм; l_2-l_3 — длина участка ДПП, на котором осуществляется ее подогрев со стороны расплава ванны, мм; γ — плотность на i -м участке ДПП, кг/м³; c — теплоемкость (массовая) на i -м участке ДПП Дж/(кг·°C); α — угол (рис. 2), определяемый экспериментально; $T_0 = (1770 \pm 50)$ °C — усредненная температура на участке плавления ДПП; $T_1 = 1770$ °C — $(1770 - 1500)$ °C/2 = (1650 ± 50) °C — среднее значение температуры на участке контакта l_1-l_2 ДПП, вводимой в ванну с расплавом; $T_2 = 1500$ °C — температура на поверхности расп-

Ширина (усредненная) участков металла ЗТВ образцов* толщиной 60 мм, сваренных на штатных и предлагаемых режимах

Режим автоматической сварки	Участок ЗТВ, мм			
	сплавления	перегрева	нормализации	неполной перекристаллизации
Предлагаемый	0,1...0,2	0,6...0,7	2,0...3,0	1,2...1,4
Штатный	0,2...0,3	0,7...0,8	2,5...3,5	1,4...1,7

* Образцы выполнены из стали 15Х1М1; электродная проволока Св-08ХМФ; отпуск при 730 °C, 3 ч.

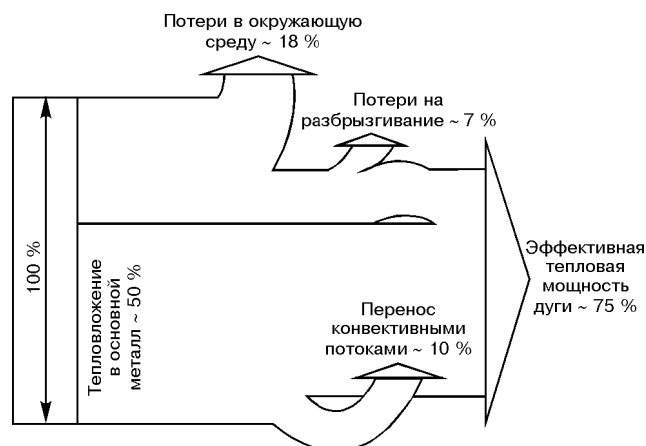


Рис. 3. Диаграмма теплового баланса процесса автоматической сварки в углекислом газе

лава ванны; $T_3 = 20$ °C — температура окружающей среды; S_{lcp} — усредненная площадь поперечного сечения конусообразного участка плавления ДПП, мм²

$$S_{lcp} = \pi r_{lcp}^2 = \frac{\pi l \operatorname{tg}^2 \alpha}{4},$$

r_{lcp} — усредненный радиус основы конуса участка плавления ДПП, мм.

Определено, что расход тепла на плавление и нагрев ДПП при сварке с использованием приведенного режима составляет 7...10 % от количества тепла дуги, введенного в основной металл. Можно считать, что близкое по количественной характеристике тепло переносится потоками жидкого металла из головной части сварочной ванны в хвостовую.

Известно, что использование дополнительного присадочного материала при механизированной сварке позволяет уменьшить перегрев расплава ванны и металла ЗТВ. Применение указанных процессов сварки может быть перспективным [11], в том числе, по мнению В. Н. Земзина [12], для сварки перлитных сталей.

Уменьшение перегрева также можно достичь при сварке на режиме, значения параметров которого основываются на результатах моделирования процессов теплообмена и кристаллизации в области расплава ванны, металла шва и ЗТВ [13]. Подтверждением этому являются полученные экспериментально размеры участков металла ЗТВ сварных соединений, выполненных автоматической сваркой в углекислом газе на штатных и предлагаемых (основанных на результатах моделирования) режимах (таблица).

При сварке на предлагаемом режиме проплавление кромок основного металла, а также металла предыдущих слоев было достаточным. При этом дефекты типа несплавлений по стенкам зазора и несплавлений между валиками отсутствовали.

У отдельных сварных соединений из низколегированных перлитных Cr-Mo-V сталей отмечалось наличие участков нормализации больших размеров, чем участок перегрева. На наш взгляд, процесс формирования структур этих участков тре-



бует отдельного изучения, причем с учетом особенностей распределения тепла.

Реализация предлагаемого метода расчетно-экспериментального определения количества тепла, переносимого потоками жидкого металла из головной части ванны в хвостовую, позволила внести уточнения в известную диаграмму теплового баланса процесса сварки (рис. 3).

Представляется возможным с учетом расчетных данных разрабатывать способы сварки, позволяющие уменьшить перегрев расплава ванны и участков ЗТВ, что может способствовать получению сварных соединений с оптимальной исходной структурой, в том числе из перлитных сталей.

1. *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением* / Под ред. Б. Е. Патона. — М.: Машиностроение, 1974. — 767 с.
2. Акулов А. И., Бельчук Г. А., Демянцевич В. П. *Технология и оборудование сварки плавлением*. — М.: Машиностроение, 1977. — 431 с.
3. *Физические свойства сталей и сплавов, применяемых в энергетике: Справочник* / Под ред. Б. Е. Неймарка. — Л.: Энергия, 1967. — 238 с.
4. А. с. № 1727972, СССР, МКИ² В23К 31/12. Способ измерения силового воздействия дуги на сварочную ванну при сварке плавящимся электродом / Н. М. Воронин, А. Н. Корниенко, Н. И. Костенюк и др. — Оpubл. 23.04.92; Бюл. № 15.

5. *Влияние гидродинамических явлений в сварочной ванне на формирование стыковых швов при сварке плавящимся электродом* / А. И. Акулов, Г. Г. Чернышов, Ю. В. Доронин и др. // Изв. вузов. Машиностроение. — 1978. — № 6. — С. 135–139.
6. А. с. № 1176524, СССР, МКИ² В23К 31/12. Способ определения направления движения потоков жидкого металла из головной в хвостовую часть сварочной ванны / А. И. Акулов, В. В. Дмитрик, В. А. Бабушкина. — Оpubл. 23.11.92; Бюл. № 43.
7. Дмитрик В. В. Метод определения температурного режима в расплаве сварочной ванны // Свароч. пр-во. — 1998. — № 8. — С. 19–21.
8. Дмитрик В. В. Разработка метода определения температурного режима расплава ванны // Изв. вузов. Машиностроение. — 1999. — № 1. — С. 76–80.
9. Дмитрик В. В. К оценке тепла дуги, введенного в основной металл // Там же. — 1990. — № 4. — С. 119–122.
10. *Теория сварочных процессов* / Под ред. В. В. Фролова. — М.: Высш. шк. — 1988. — 558 с.
11. Касаткин Б. С., Волков В. Г. Применение рубленой проволоки в качестве присадочного материала при автоматической сварке высокопрочных сталей // Автомат. сварка. — 1977. — № 7. — С. 41–45.
12. Землин В. Н. Жаропрочность сварных соединений. — Л.: Машиностроение, 1972. — 269 с.
13. Дмитрик В. В. Стабилизация режимов автоматической сварки перлитных сталей // Свароч. пр-во. — 1999. — № 5. — С. 11–14.

The method for estimation of the amount of the arc heat introduced into the base metal and transferred with the liquid metal flows from the leading to tailing portion of the weld pool is suggested. It is shown that the efficiency of utilization of the molten pool heat can be increased through using an extra filler metal and selecting the optimal parameters of welding.

Поступила в редакцию 10.03.2000,
в окончательном варианте 02.10.2000

г. Киев **СВАРКА И СМЕЖНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ** 22–25 мая 2001 г.
1-я Всеукраинская научно-техническая конференция
молодых ученых и специалистов

ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Министерство образования и науки Украины, Национальная академия наук Украины, Институт электросварки им. Е. О. Патона, Украинский учебно-научный комплекс «Сварка», Городской благотворительный фонд «Содружество сварщиков»

ТЕМАТИКА КОНФЕРЕНЦИИ

Прогрессивные технологии сварки и соединения материалов; прочность, надежность и долговечность сварных конструкций; технологии наплавки, нанесения покрытий и обработки поверхности; процессы специальной электрометаллургии; новые конструкционные и функциональные материалы; техническая диагностика и неразрушающий контроль; автоматизация процессов сварки и родственных технологий; фундаментальные исследования физико-химических процессов (термодинамика, кинетика, микроструктура, фазовые превращения, электронная структура, свойства).

По вопросу участия в конференции следует обращаться в оргкомитет:
тел.: (044) 261 57 68, факс: (044) 227 89 83, Панько Михаил Тарасович
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11
Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины





О ФОРМЕ СУЩЕСТВОВАНИЯ ВОДОРОДА В СВАРОЧНЫХ ПЛАВЛЕННЫХ ФЛЮСАХ

И. А. ГОНЧАРОВ, инж., А. П. ПАЛЬЦЕВИЧ, канд. техн. наук, В. С. ТОКАРЕВ, инж.

(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),

Т. С. ВЕБЛАЯ, инж., Н. П. ХАРЧЕНКО, канд. техн. наук (Киев. нац. гос. ун-т им. Тараса Шевченко)

Исследованы формы существования водорода в сварочном плавленом флюсе АН-348А методами ИК-спектроскопии, термогравиметрии и газовой хроматографии. При этом в качестве модельных веществ использовали цеолит NaA и каолин. Показано существенное отличие флюса АН-348А от цеолита по характеру термической десорбции водорода. Установлено, что основная часть последнего растворяется в исследуемом флюсе в процессе плавки в печи в форме гидроксила и удаляется при нагреве свыше 800 °С.

Ключевые слова: водород, вода, гидроксил, плавленый флюс, цеолит, каолин, термическая десорбция

Водород является причиной образования пор в швах при сварке под флюсом, а также холодных трещин в сварных соединениях конструкций из низколегированных высокопрочных сталей. Сварочный флюс является одним из основных источников водорода [1]. Вместе с тем получение качественных швов возможно при условии применения сварочных материалов, обеспечивающих содержание диффузионного водорода в наплавленном металле не более 5 см³/100 г металла [2]. С этой целью необходимо исследовать как содержание потенциального водорода, так и формы его существования в сварочных флюсах. Имеющиеся сведения по этому вопросу весьма ограничены. Так, в работе Ю. Д. Брусницына [3] изучалось удаление воды из флюсов путем нагрева и измерения потери массы навески флюсов 48-ОФ-6 и 48-ОФ-10 соответственно шлаковых систем CaF₂-Al₂O₃-CaO и CaF₂-Al₂O₃-MgO-SiO₂, склонных к образованию кристаллических структур. На основании характера удаления было сделано заключение о преимущественном присутствии во флюсах цеолитной воды, которая адсорбируется при их изготовлении на этапе мокрой грануляции независимо от строения зерен (пемзовидного, камневидного, стекловидного) и удаляется в температурном интервале 200...1100 °С. В работах [4, 5] этот вывод распространен на все сварочные флюсы, в том числе кислые шлаковой системы MnO-SiO₂-CaF₂.

Однако, по данным [6], при нагреве природных и синтетических цеолитов до температуры порядка 400 °С вода, адсорбированная в структурных пустотах, практически полностью удаляется. Вместе с тем, согласно данным И. А. Новохатского [7], при нагреве удаление растворенной воды из металлургических шлаков, в которых она находится в виде гидроксильных групп OH⁻, заметно начиная с 750 °С и выше. Известно также [6], что водород, содержащийся в алюмосиликатах в форме гидроксильных анионов OH⁻, при нагреве удаляется в виде воды, температура десорбции которой в зависимо-

сти от связи анионов OH⁻ с катионами алюмосиликатов может достигать более 900 °С.

Применяемая Ю. Д. Брусницыным модель существования воды в минералах [3] не учитывает контакт шлака с водяным паром при его плавке в печи. В более поздней работе [8] этот же автор, объясняя присутствие воды во флюсе сухой грануляции, признает возможность ее растворения в шлаковом расплаве в процессе плавки. По его мнению [8], определение содержания воды по потере массы навески, которое использовалось им в [3], не может дать надежных результатов, так как при этом могут вноситься большие искажения, обусловленные образованием летучих фтористых соединений и окисления отдельных компонентов.

В работах [9, 10] авторы пришли к выводу, что в плавленых флюсах большое количество водорода содержится в форме гидроксила OH⁻. Однако там не указаны технология производства и состав флюсов. Кроме того, последние в работе [9] исследовали после проковки при 600 °С, что не дает возможности судить о полном содержании в них водорода.

С целью выяснения форм существования и содержания водорода в плавленых флюсах нами были исследованы флюс АН-348А, а также каолин и синтетический цеолит NaA (в качестве модельных веществ, содержащих воду в различных формах). Флюс АН-348А, относящийся к шлаковой системе MnO-SiO₂-CaF₂, имеет плотное стекловидное строение зерен, в которых практически отсутствуют внутренние полости. Синтетический цеолит NaA состоит из чередующихся тетраэдров SiO₄ и AlO₄, соединенных друг с другом вершинами. Цеолит NaA имеет каркас с соотношением Si/Al = 1 и полостями диаметром около 0,4 нм. Молекулы воды, заполняющие эти пустоты, связаны с каркасом адсорбционными силами. В каолине водород входит в его структуру в форме OH-групп [6].

Исследования форм существования водорода выполняли методом ИК-спектроскопии с применением спектрофотометра Specord M-80. Образцы готовили в виде суспензии растертых зерен вещества в очищенном вазелиновом масле и наносили на подложку из бромистого калия. Термодесорбцию воды

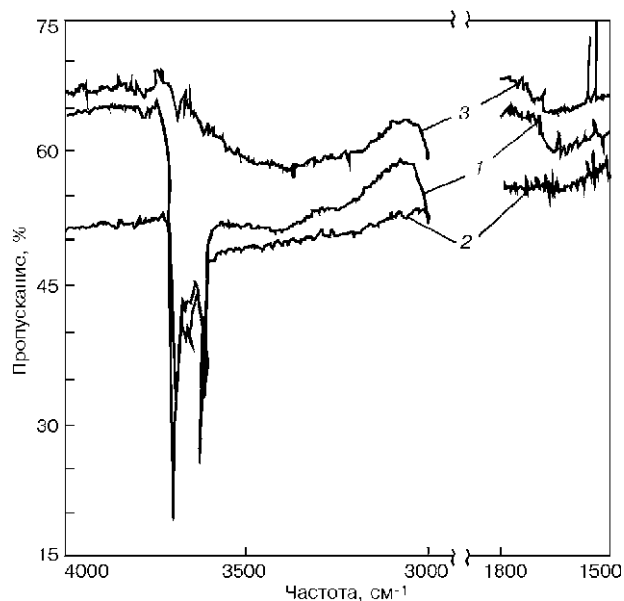


Рис. 1. ИК-спектр пропускания образца каолина в исходном состоянии (1) прокаленного при 170 °С в течение 4 ч (2), а также при 650 °С в течение 2 ч и выдержки на воздухе (3)

из веществ проводили методами термогравиметрического анализа и газовой хроматографии [11].

Для О–Н связи молекулярной воды и гидроксильных групп характерно возникновение различных характеристических полос поглощения при прохождении ИК-лучей через вещество. Это связано с возбуждением валентных и деформационных колебаний атомов (движений атомов соответственно вдоль валентной связи и с изменением угла между двумя связями).

В области валентных колебаний ОН-групп на ИК-спектре образца каолина (рис. 1) присутствуют узкие интенсивные полосы пропускания свободных гидроксильных групп (не связанных водородными связями с другими гидроксильными или молекулами воды) при частоте 3620 и 3696 см⁻¹ и широкая менее

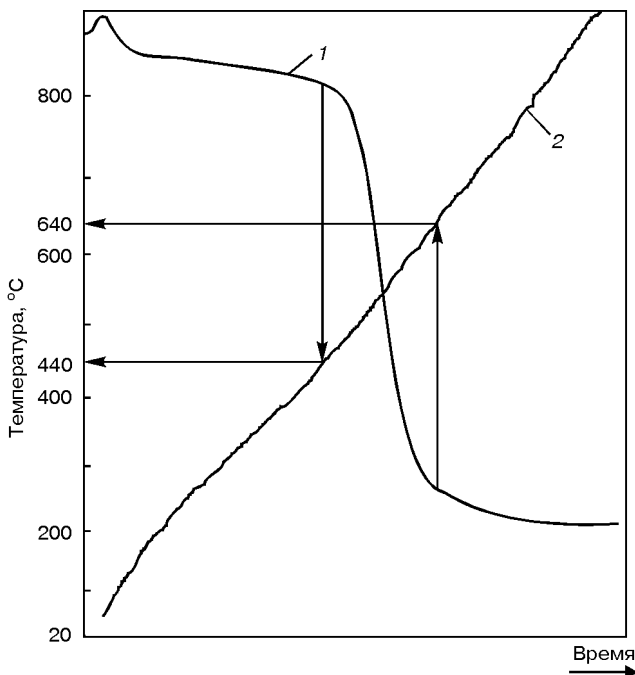


Рис. 2. Дериватограмма образца каолина: 1 — кривая потери массы; 2 — нагрева

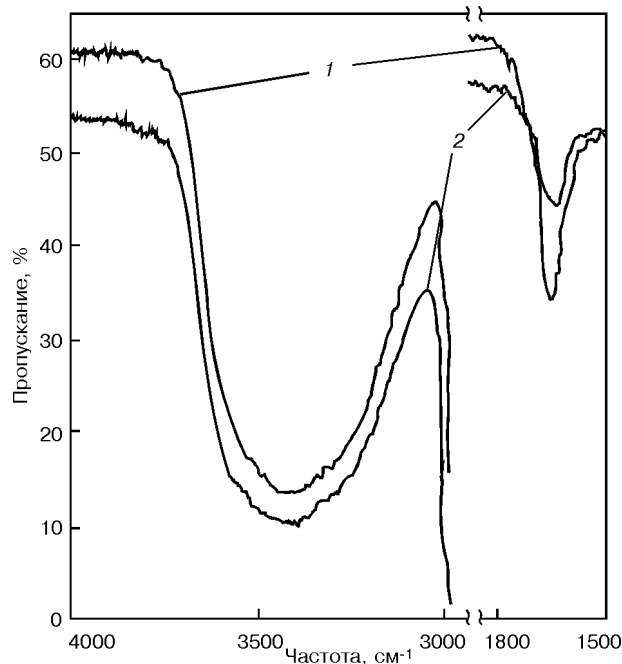


Рис. 3. ИК-спектр пропускания образца цеолита NaA: 1 — прокаленного при 170 °С в течение 4 ч; 2 — с последующей выдержкой на воздухе в течение 14 сут

интенсивная полоса пропускания в интервале частот 3072...3575 см⁻¹. Последняя соответствует валентным колебаниям ОН-групп молекулярной воды, адсорбированной на поверхности каолина. В ИК-спектре каолина, прокаленного при 170 °С в течение 4 ч, эта полоса исчезает. Кроме того, отсутствуют полосы пропускания в области деформационных колебаний ОН-групп (1500...1700 см⁻¹), свойственные только для молекулярной воды, о чем сообщалось в [12]. После прокалки каолина в течение 2 ч при 650 °С и выдержки его на воздухе в ИК-спектре отсутствуют узкие интенсивные полосы валентных колебаний свободных гидроксильных групп, ранее входивших в структуру каолина. После его дальнейшей выдержки на воздухе эти полосы не восстанавливаются — появляются только слабые широкие, соответствующие валентным и деформационным колебаниям адсорбированной воды.

Термогравиметрический анализ образца каолина проводили с использованием дериватографа Q-1500D. Установлено, что в интервале 440...640 °С (рис. 2) происходит потеря массы (около 14 %), связанная с выделением воды. Эти результаты хорошо согласуются с полученными в [11], где с помощью метода газовой хроматографии показано, что существующий в каолине в форме гидроксильной группы водород выделяется в виде воды при температуре 550...620 °С.

Образец цеолита NaA просушивали в течение 4 ч при 170 °С, а затем после остывания исследовали его спектр пропускания (рис. 3). В нем в области валентных колебаний ОН-групп присутствует интенсивная широкая полоса частотой 3040...3584 см⁻¹ с максимумом при 3384 см⁻¹. В области деформационных колебаний ОН-групп наблюдается еще одна интенсивная широкая полоса в диапазоне частот 1500...1800 см⁻¹ с максимумом при 1652 см⁻¹. Указанные полосы соответствуют водородной связи во-

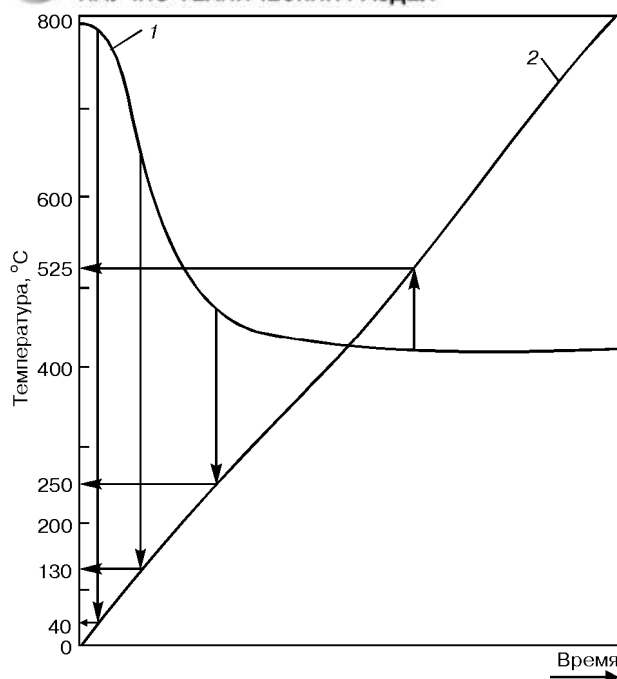


Рис. 4. То же, что на рис. 2, но образец цеолита NaA

дорода молекул воды с ионами кислорода из каркаса цеолита. Это объясняется усиленной адсорбцией воды из воздуха поверхностью образца во время охлаждения перед анализом. Последующая выдержка цеолита на воздухе в течение 14 сут не приводит к усилению интенсивности полос в области валентных и деформационных колебаний. Это свидетельствует о том, что гидратация цеолитом воды из воздуха наиболее сильно протекает в первые минуты его контакта с атмосферной влагой, а затем снижается по мере заполнения пустот каркаса молекулами воды.

Согласно дериватограмме цеолита NaA (рис. 4) потеря его массы за счет термической десорбции молекул воды из образца начинается при температуре около 40 °С, достигает максимума при 130 °С, несколько снижается при 250 °С, а затем практически полностью прекращается при 525 °С. Общая потеря массы цеолитом (относительная влажность) составляет 32,4 %.

Хроматограмма термодесорбции воды из цеолита NaA при нагреве со скоростью 12...14 °С/мин приведена на рис. 5. Для нее характерно наличие максимума при температуре 190 °С и окончание процесса выделения воды при 535 °С. По-видимому, такой неравновесный нагрев обусловил образование небольшого количества десорбируемой воды при

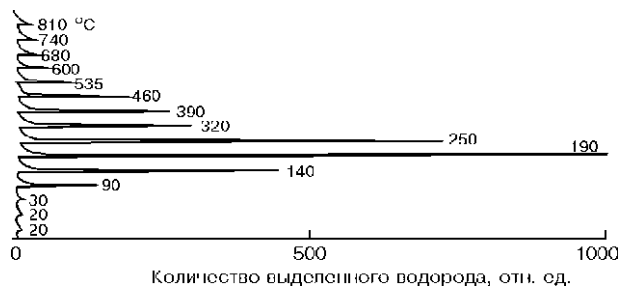


Рис. 5. Хроматограмма термической десорбции водорода из образца цеолита NaA

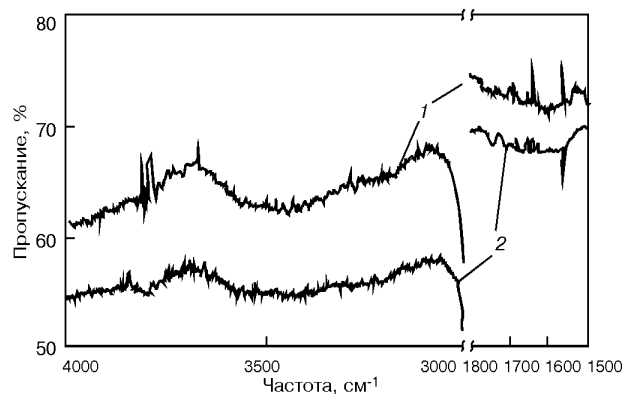


Рис. 6. ИК-спектр пропускания флюса АН-348А: 1 — исходный; 2 — после прокалики при 800 °С в течение 2 ч

680 °С. Температурный ход десорбции воды совпадает с данными, полученными методом термогравиметрического анализа (рис. 4). При этом общее содержание водорода в пробе цеолита составляет 22200 см³/100 г.

ИК-спектр флюса АН-348А (рис. 6) сильно отличается от ранее рассмотренных для каолина и цеолита. В нем присутствует слабая размытая полоса пропускания валентных колебаний ОН-групп в интервале частот 3100...3700 см⁻¹. В ИК-спектре флюса, прокаленного при 800 °С в течение 2 ч, эта полоса несколько уменьшается, но полностью не исчезает. По-видимому, это связано с контактом прокаленного флюса с атмосферной влагой воздуха во время подготовки пробы к анализу (происходит адсорбция воды на ее поверхности).

Спектральная область частот 3100...3700 см⁻¹ характеризуется валентными колебаниями ОН-групп, соответствующими как воде, адсорбирован-

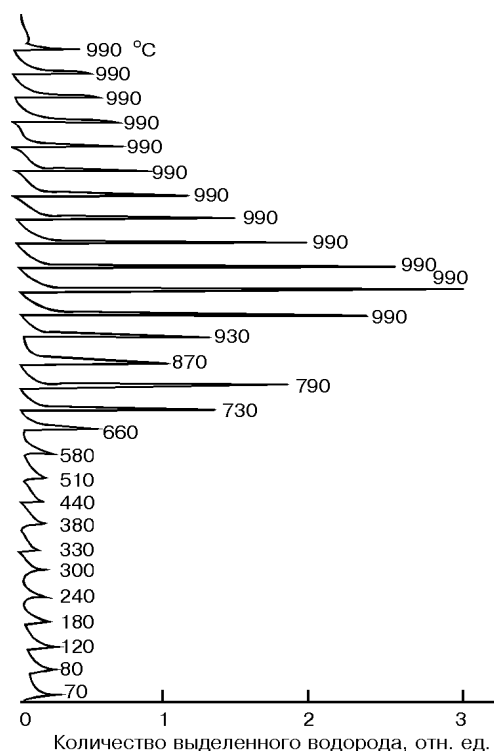


Рис. 7. Хроматограмма термической десорбции водорода из флюса АН-348А

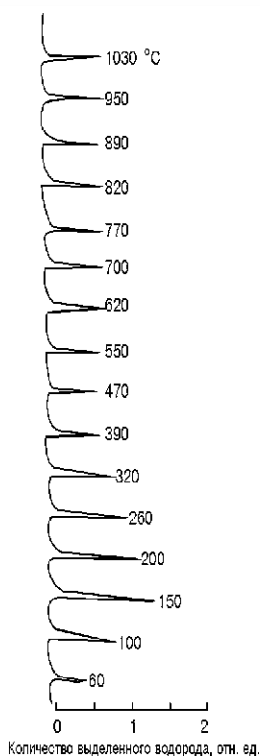


Рис. 8. Хроматограмма термической десорбции водорода из флюса АН-348А, прокаленного при 800 °С в течение 2 ч

ной поверхностью и капиллярами, так и гидроксильным группам, связанным со структурой вещества с различной степенью прочности. Раздельная идентификация форм водорода в плавленных флюсах, имеющих значительно более низкие его массовые содержания (менее 0,1 %), по сравнению с цеолитом и каолином затруднительна. В работе [12] отмечается, что в области валентных колебаний невозможно однозначно разделить полосы, относящиеся к валентным колебаниям структурных гидроксидов и молекул воды. В области частот 1500...1700 см⁻¹ деформационных колебаний ОН-групп, специфичных только для молекулярной адсорбции Н₂О, на ИК-спектре флюса АН-348А полосы пропускания присутствуют, но они очень слабы. Исследование этого флюса методом термогравиметрии не проводилось, так как в процессе нагрева марганцевосиликатных флюсов одновременно с потерей массы, связанной с выделением воды, наблюдаются и ее увеличение, связанное с окислением марганца, а также потери, обусловленные выделением тетрафорида кремния. Последние происходят в результате взаимодействия входящих в состав флюса диоксида кремния и фторида кальция.

Важную информацию о формах водорода в плавленных флюсах может дать исследование кинетики выделения водорода из флюсов при их нагреве с применением метода газовой хроматографии.

На рис. 7 приведена хроматограмма термической десорбции воды из флюса АН-348А. Характер этого процесса существенно отличается от термодесорбции цеолита NaA (см. рис. 4, 5). Количество гигроскопической влаги, удаляемой при нагреве до 200 °С, составляет до 5 % ее общего массового содержания, а при нагреве до 600 °С — около 15 %. При дальнейшем нагреве количество удаляемой во-

ды возрастает. Первый максимум при температуре 790 °С совпадает с экзотермическим эффектом на кривой дифференциального термического анализа флюса АН-348А [13], обусловленным ростом кристаллов. В результате происходит «скачкообразное» выделение воды. Этим объясняется наличие на хроматограмме двух пиков. Основное количество воды выделяется в интервале 930...990 °С. Высокотемпературный характер ее выделения имеет место при нагреве слюды мусковит до 1000 °С, в которой водород находится в виде гидроксильной группы ОН⁻ [11]. Общее содержание водорода в исследуемой пробе флюса АН-348А составило 32 см³/100 г.

Для подтверждения предположения о том, что десорбируемая из флюса АН-348А вода растворялась в нем при высоких температурах в процессе плавки в печи в форме ОН-групп, на рис. 8 представлена хроматограмма термической десорбции водорода из пробы флюса АН-348А, прокаленного при 800 °С в течение 2 ч и выдержанного на воздухе в течение месяца. На ней видно, что после прокаливания в пробе флюса отсутствует высокотемпературная фракция воды, которая могла растворяться в нем при выплавке. Различие в значениях температур десорбции воды на хроматограммах (рис. 7 и 8), по-видимому, обусловлено неравновесным характером нагрева при проведении анализа по сравнению с прокалкой при 800 °С в течение 2 ч и низким коэффициентом диффузии ОН-групп [7]. Водород, содержание которого в прокаленном флюсе АН-348А составило около 8 см³/100 г, в основном находился в виде влаги, адсорбированной на поверхности флюса во время его выдержки после прокаливания.

Выводы

1. Проведено исследование плавленного флюса АН-348А, цеолита NaA и каолина с применением методов термогравиметрии, ИК-спектроскопии и газовой хроматографии.
2. Сварочный плавный флюс АН-348А отличается от цеолитов общим содержанием и кинетикой термической десорбции водорода. Существующее представление о преимущественном присутствии в плавных флюсах «цеолитной» воды ошибочно.
3. На поверхности зерен стекловидного плавного флюса АН-348А имеется незначительное количество адсорбированной воды. Основное количество водорода выделяется в виде влаги при нагреве свыше 800 °С. Наиболее вероятно, что это водород, который растворяется во флюсе в процессе его плавки в печи и находится в форме гидроксильных ОН-групп.

1. Кирдо И. В. О составе газов, окружающих дугу при сварке под флюсом // Автомат. сварка. — 1950. — № 1. — С. 50–59.
2. Технологические и металлургические методы снижения абсорбции водорода при сварке / И. К. Походня, А. П. Пальцевич, В. Г. Головкин, А. С. Котельчук // Состояние и перспективы развития сварочных материалов в странах СНГ: Сб. докл. I Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ (Краснодар, 22–26 июня 1998 г.). — М.: ОАО «АО Спецэлектрод», 1998. — С. 21–30.
3. Брусицын Ю. Д. О гидратации сварочных плавных флюсов // Сварка. — 1958. — Вып. № 1. — Л.: Судпромгиз, 1958. — Вып. 1. — С. 215–231.



4. *Потанов Н. Н.* Основы выбора флюсов при сварке сталей. — М.: Машиностроение, 1979. — 168 с.
5. *Ковач Я., Петров Г. Л.* Исследование гидратации и дегидратации кислых флюсов для автоматической дуговой сварки сталей // Сварочные флюсы и шлаки. — Киев: Наук. думка, 1974. — С. 47–55.
6. *Бетехтин А. Г.* Минералогия. — М.: Гостеолотехиздат, 1950. — 956 с.
7. *Новохатский И. А.* Газы в окисных расплавах. — М.: Металлургия, 1975. — 168 с.
8. *Брусицын Ю. Д., Витоль Э. И.* Об определении воды в сварочных флюсах // Сварка. — 1963. — Вып. 6. — Л.: Судпромгиз. — С. 130–139.
9. *Фролов Ю. В.* Плавленный флюс как источник водорода при сварке // Автомат. сварка. — 1981. — № 6. — С. 57–58.
10. *Tsuboi J., Terashima H.* The behaviour of hydrogen in arc welding // J. Jap. Weld. Soc. — 1973. — **42**, № 6. — P. 544–553.
11. *Пальцевич А. П.* Хроматографический метод определения содержания водорода в компонентах электродных покрытий // Состояние и перспективы развития сварочных материалов в странах СНГ: Сб. докл. I Междунар. конф. по сварочным материалам стран СНГ (Краснодар, 22–26 июня 1998 г.). — М.: ОАО «АО Спецэлектрод», 1998. — С. 50–57.
12. *Зарибянц Ю. А., Киселев В. Ф., Хрусталева С. В.* Об инфракрасных спектрах гидратного покрова окислов // Связанная вода в дисперсных системах. — Изд-во МГУ, 1974. — Вып. № 3.
13. *Влияние метода грануляции на структуру сварочного флюса* / Т. С. Веблая, Н. П. Харченко, Л. А. Шевченко и др. // Хим. технология. — 1981. — № 3. — С. 61–62.

The way of hydrogen detection in welding fused flux AN-348A was examined using the methods of IR-spectroscopy, thermogravimetry and gas chromatography. As a model substances the zeolite NaA and kaolin were used. A significant difference of flux AN-348A from the zeolite is shown by a nature of a thermal hydrogen desorption. It is established that the main part of the latter is dissolved in the flux examined in the process of melting in furnace in the form of a hydroxyl and removed at heating from above 800 °C.

Поступила в редакцию 27.09.2000

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ СВАРНЫЕ РОТОРЫ ГАЗОВЫХ ТУРБИН

В двигателях, использующих газовую турбину, применяют роторы с механическим креплением лопаток к диску. Более простым и экономичным способом соединения является сварка, поскольку исключается высокоточная механическая обработка. Одновременно повышается усталостная прочность и эксплуатационная надежность ротора.

Высокая технологичность и надежность сварных роторов высокофорсированных турбопоршневых двигателей (из Fe–Ni сплавов) подтверждена многолетним опытом производства их в Украине и эксплуатации в различных климатических зонах.

Новый более высокотемпературный ротор (до $T_p = 1000^\circ\text{C}$) из жаропрочных никелевых сплавов создан также с использованием сварки (рисунок). Литые лопатки из обладающего улучшенной свариваемостью никелевого сплава (6 % Al, Nb, W, Mo) и кованный диск из жаропрочного никелевого сплава соединены жаропрочным никелевым швом (3 % Al, W, Mo). Соединение выполнено механизированной аргонодуговой сваркой.

Механические характеристики сплава лопаток следующие:

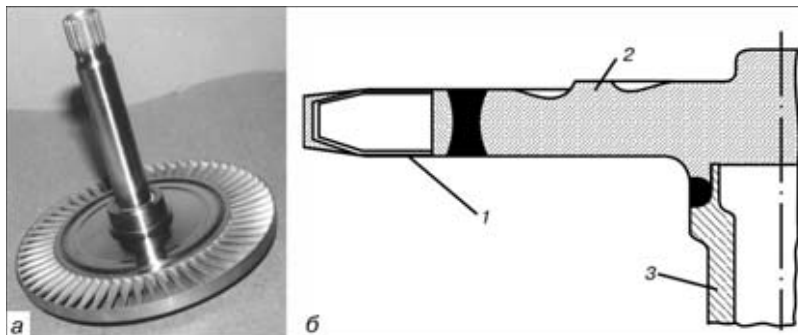
при $T = 20^\circ\text{C}$: $\sigma_b = 950 \dots 1100$ МПа; $\sigma_t = 850 \dots 950$ МПа;

при $T = 800^\circ\text{C}$: $\sigma_b = 900 \dots 1000$ МПа; $\sigma_t = 860 \dots 950$ МПа.

Размеры ротора: $D_n = 252$ мм, толщина соединения «лопатки–диск» — 16 мм.

Область применения роторов: сверхфорсированные турбопоршневые двигатели с удельной мощностью до 90 л.с./л и малоразмерные газотурбинные двигатели.

Сварные роторы успешно прошли натурные испытания в турбинах двигателей транспортных средств в различных климатических условиях. Используются в серийном производстве двигателей предприятия «Завод имени Малышева».



Общий вид (а) и схема (б) сварного ротора: 1 — лопатка; 2 — диск; 3 — вал

Харьковское конструкторское бюро по двигателестроению (ХКБД), г. Харьков, ХКБД,

тел.: (0572) 27-48-01, факс: (0572) 50-40-10.

Институт электросварки им. Е. О. Патона, г. Киев,

тел.: (044) 227-74-46, факс: (044) 268-04-86