



ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА В ВАКУУМЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ γ -TiAl С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НАНОСЛОЙНЫХ ПРОСЛОЕК

Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, **А. И. УСТИНОВ**, д-р физ.-мат. наук, **Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук,
А. Н. МУРАВЕЙНИК, инж., **Т. В. МЕЛЬНИЧЕНКО**, канд. техн. наук, **Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследовано влияние нанослойных прослоек Ti/Al, Ni/Ti и Ni/Al на структуру сварных швов сплавов на основе γ -TiAl, полученных диффузионной сваркой в вакууме. Показано, что при использовании нанослойных прослоек, химический состав которых отличается от состава свариваемого сплава, требуется гомогенизирующий отжиг для снижения степени химической неоднородности в зоне шва.

Ключевые слова: диффузионная сварка в вакууме, интерметаллидный титаноалюминиевый сплав на основе γ -TiAl, нанослойная прослойка, гомогенизирующий отжиг, стык соединения, неоднородность, структура, микротвердость

Алюминиды титана и сплавы на их основе относятся к новому классу легких жаропрочных материалов, предназначенных для работы при температуре 700...1100 °С, т. е. значительно выше температуры, при которой работают современные титановые суперсплавы ($T \leq 600$ °С). Интерес к алюминидам титана обусловлен перспективностью их применения в изделиях авиакосмической техники взамен титановых и никелевых суперсплавов.

В работах [1, 2] изучена свариваемость алюминидов титана (Ti-45 ат. % Al-2 ат. % Cr-2 ат. % Nb) с применением нанослойных прослоек системы Ti-Al состава Ti-48...50 ат. % Al, которые наносили на свариваемые поверхности магнетронным напылением. Толщина прослоек составляла 2,0...2,5 мкм при толщине отдельных слоев 4 нм. В прослойках в процессе осаждения пленки происходит образование нанокристаллов TiAl с твердостью более высокой, чем основной металл. Оптимальными параметрами авторы указанных работ считают температуру сварки $T_{св} = 1000$ °С; давление $P = 50$ МПа; время сварки $t_{св} = 1$ ч.

В работе [3] показано, что оптимальный режим диффузионной сварки сплавов γ -TiAl с использованием нанослойной прослойки Ti/Al, полученной вакуумным осаждением, следующий: $T_{св} = 1200$ °С; $P = 10$ МПа; $t_{св} = 20$ мин. При этом в зоне соединения поры и трещины не образуются.

В литературе отсутствуют результаты исследований возможности применения нанослойных прослоек другого состава.

Целью настоящей работы является исследование особенностей формирования неразъемных соединений сплава на основе γ -TiAl в случае применения нанослойных прослоек Ti/Al, Ni/Ti, Ni/Al в виде фольг толщиной 15...30 мкм, полученных методом электронно-лучевого испарения и осаждения в вакууме из паровой фазы [4, 5]. Фольги состоят из чередующихся нанослоев компонентов, в которых при нагреве проходят твердофазные реакции синтеза интерметаллидов.

Для сварки образцов сплава Ti-48 ат. % Al-2 ат. % Nb-2 ат. % Mn выбраны следующие промежуточные прослойки: Ti/Al (Ti-38 ат. % Al), Ni/Ti (Ti-44 ат. % Ni) и Ni/Al (Al-46 ат. % Ni).

Диффузионную сварку образцов размером 10×10×6 мм из интерметаллида Ti-48 ат. % Al-2 ат. % Nb-2 ат. % Mn (далее γ -TiAl) выполняли на установке У-394. В качестве источника нагрева использовали электронно-лучевой нагреватель. Свариваемые поверхности предварительно подготавливали путем снятия на алмазном круге нагарованного слоя, а затем обезжиривания. Сварку осуществляли на следующем режиме: температура нагрева $T_{н} = 1200$ °С; время нагрева $t_{н} = 20$ мин; $P = 20$ МПа; вакуум в рабочей камере на уровне $1,33 \cdot 10^{-3}$ МПа.

Микроструктуру и химический состав основного металла и сварных соединений анализировали с помощью оптического микроскопа «Неофот-32» и сканирующего микроскопа «CamScan», оснащенного энергодисперсионной системой локального анализа «Energy 200». Фазовый состав оценивали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре «ДРОН-3» с использованием излучения $Cu_{K\alpha}$. Микротвердость образцов измеряли на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,1...0,5 Н.

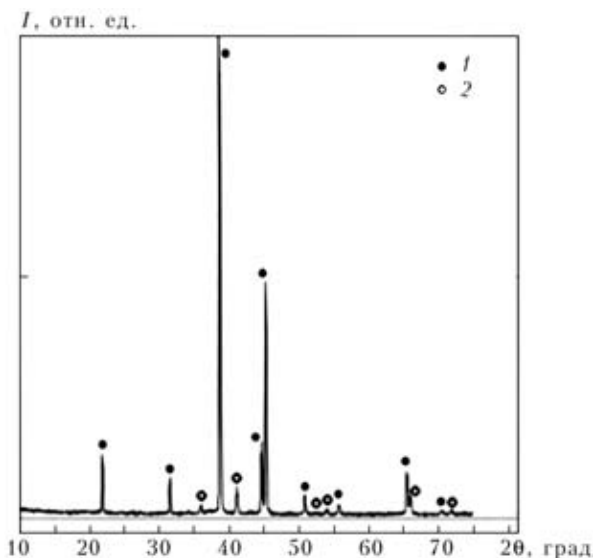


Рис. 1. Фрагмент дифрактограммы сплава γ -TiAl в исходном состоянии: 1 — фаза TiAl; 2 — фаза Ti_3Al ; I — интенсивность излучения; 2θ — угол дифракции

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа показали, что в исходном состоянии в состав сплава γ -TiAl входят две фазы — TiAl (γ -фаза) и Ti_3Al (α_2 -фаза). В указанном сплаве объемная доля α_2 -фазы по отношению к γ -фазе составляет около 7%. Фрагмент дифрактограммы сплава γ -TiAl приведен на рис. 1.

Металлографические исследования показали, что в исходном состоянии в сплаве сформировалась полностью lamellar структура. Сплав состоит из однородных, практически равноосных зерен размером приблизительно 60...120 мкм с пластинами (ламелями) γ - и α_2 -фазы внутри, имеющими определенную направленность (рис. 2).

В работе [6] отмечается, что обычно α_2 -фаза в lamellar структуре присутствует в виде тонких пластин на двойниковых границах γ -фазы, что, вероятно, тормозит ее рост. Кроме того, в структуре сплава на фоне lamellar структуры образуются дисперсные темные включения различной формы, которые равномерно распределены в объеме матрицы и имеют повышенное содержание ниобия. В сплаве встречаются единич-

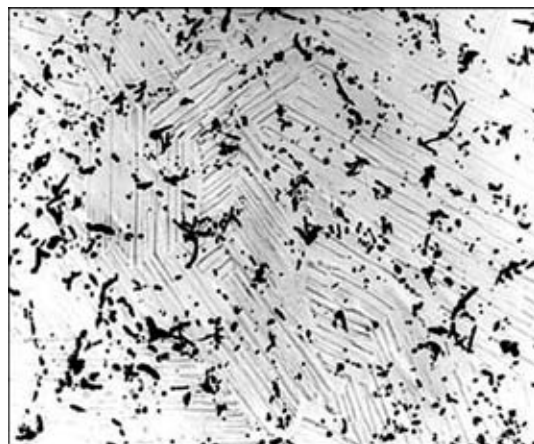


Рис. 2. Микроструктура ($\times 400$) сплава γ -TiAl в исходном состоянии

ные микропоры, наличие крупных пор и трещин не обнаружено. Микротвердость сплава в исходном состоянии составляет HV 3000...4000 МПа.

Ранее авторами работы [3] были проведены металлографические исследования соединения сплава γ -TiAl, полученного диффузионной сваркой в вакууме без прослойки. На рис. 3, а видно, что в структуре переходной зоны четко проявляется граница раздела, образование общих зерен в зоне соединения не происходит. В микроструктуре указанного сплава при больших увеличениях в режиме фазового контраста на границе обнаружено наличие прослойки интерметаллида Ti_3Al (рис. 3, б).

Сварка с применением прослоек Ti/Al. Микроструктуры сварного соединения, полученного с использованием нанослойной прослойки Ti/Al, представлены на рис. 4, б, в, где цифрами обозначены точки, в которых проводились исследования микротвердости и локального химического состава.

Результаты металлографических исследований показали, что в сварном соединении дефекты в виде пор, оксидных включений и трещин отсутствуют. В стыке сформировалась однородная переходная зона (рис. 4, а) толщиной около 20 мкм, состав которой по данным локального химического анализа соответствует 49,26 ат. % Al–50,07

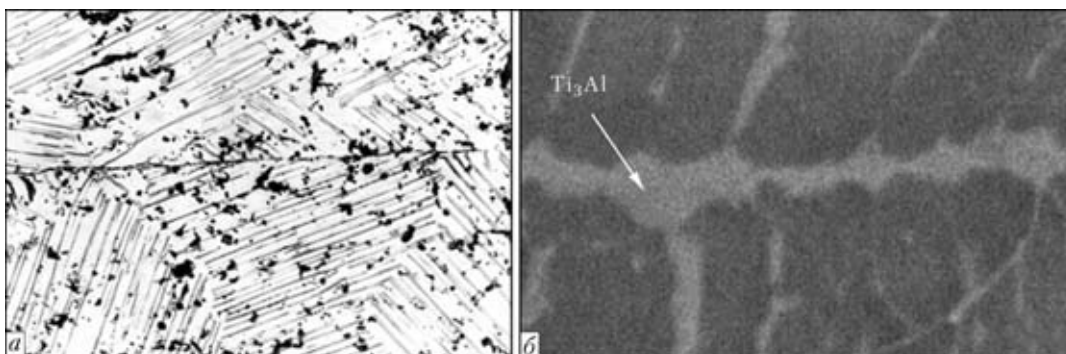


Рис. 3. Микроструктуры зоны соединения сплава γ -TiAl при сварке без промежуточной прослойки, полученные методами оптической (а, $\times 500$) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме фазового контраста (б, $\times 3000$)

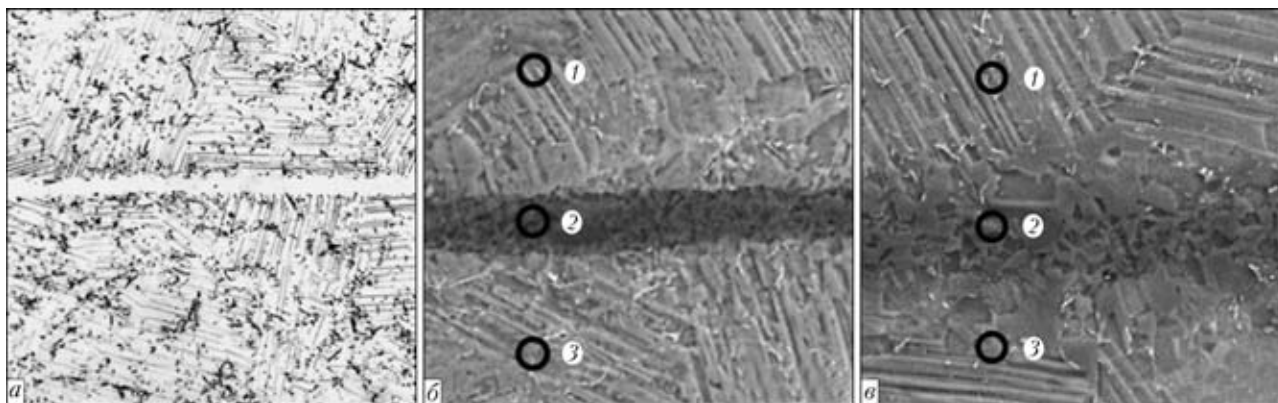


Рис. 4. Микроструктуры зоны соединения сплава γ -TiAl при сварке с использованием нанослойной прослойки Ti/Al, полученные методом оптической микроскопии (а, $\times 200$), РЭМ (б, $\times 300$) и РЭМ после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (в, $\times 300$)

ат. % Ti–0,67 ат. % Mn, что близко к составу основной интерметаллидной фазы γ -TiAl. При использовании прослойки Ti/Al в зоне соединения формируются мелкие равноосные зерна, прорастающие в основной металл (рис. 4, б), что, однако, не ухудшает прочностные свойства соединения. Микротвердость в зоне соединения составляет HV 3500...4200 МПа, а основного металла — HV 3000...4000 МПа.

Для понимания роли нанослойных фольг в формировании сварного соединения и исследования интенсивности протекания диффузионных процессов в стыке нами выполнена сварка с применением радиоактивных изотопов, предварительно нанесенных на алюминид титана. Установлено [7], что применение нанослойных прослоек Ti/Al при диффузионной сварке в вакууме значительно увеличивает подвижность атомов ^{63}Ni в зоне соединения. При сварке с нанослойной прослойкой размер диффузионной зоны возрастает приблизительно в 4 раза по сравнению со сваркой без прослойки. Расчетное значение эффективного коэффициента диффузии при сварке без прослойки составляет около $1 \cdot 10^{-7}$, с прослойкой — около $1 \cdot 10^{-5}$ $\text{см}^2/\text{с}$. Таким образом, при применении нанослойной прос-

лойки подвижность атомов ^{63}Ni в зоне соединения увеличивается на два порядка.

Об активизации диффузионных процессов свидетельствует присутствие марганца в зоне соединения (табл. 1). Ниобий при сварке в отличие от марганца из основного металла в прослойку не переходит. Поскольку неоднородность структуры и химического состава сварного соединения, возможно, связана с недостаточно длительным термическим воздействием при сварке, для повышения однородности состава и структуры полученные образцы подвергали гомогенизирующему отжигу в вакууме в течение 2 ч при температуре 1200 °С. После отжига в стыке сварного соединения происходит выравнивание химического состава прослойки и основного металла (рис. 4, в и табл. 1).

Сварка с применением прослоек Ni/Ti. С помощью металлографических исследований установлено, что нанослойная прослойка Ni/Ti значительно активизирует диффузионные процессы в зоне соединения. В процессе сварки на месте исходной прослойки формируется переходная зона переменной толщины (около 30 мкм), неоднородная по структуре и составу, состоящая из двух фаз (рис. 5, а, б). По данным локального химического анализа (табл. 2) темно-серая фазовая составляющая содержит следующие элементы, ат. %: до 0,7 Ni; 59,2 Ti; 37,4 Al; 1,8 Nb; 0,9 Mn. Светлая фазовая составляющая имеет в своем составе элементы, ат. %: 16,9 Ni; 36,0 Ti; 43,0 Al; 1,8 Nb; 2,3 Mn. В процессе диффузионной сварки ниобий так же, как и марганец, проникает в переходную зону по всей ее толщине (табл. 2). Никель в основном сосредоточен в светлой фазовой составляющей, которая представляет собой комплексный интерметаллид (Ti, Ni)Al. Микротвердость темно-серых диффузионных участков составляет HV 4500...5500 МПа, а центральной области, состоящей преимущественно из комплексного интерметаллида, — HV 8000...10000 МПа, что значительно выше микротвердости ос-

Таблица 1. Показатели зоны соединения сплава γ -TiAl, полученного с применением нанослойной прослойки Ti/Al

Способ обработки	Исследуемые точки*	Химический состав, ат. %				HV , МПа
		Al	Ti	Mn	Nb	
Сварка	1	45,58	50,97	1,44	2,01	5000
	2	49,26	50,07	0,67	—	4000
	3	43,05	54,18	0,99	0,78	4500
Сварка + отжиг	1	44,57	52,03	1,36	2,04	3800
	2	46,69	51,39	1,02	0,90	3500
	3	43,18	53,85	0,84	2,13	3900

* Здесь и в табл. 2, 3 см. рис. 4, б, в.

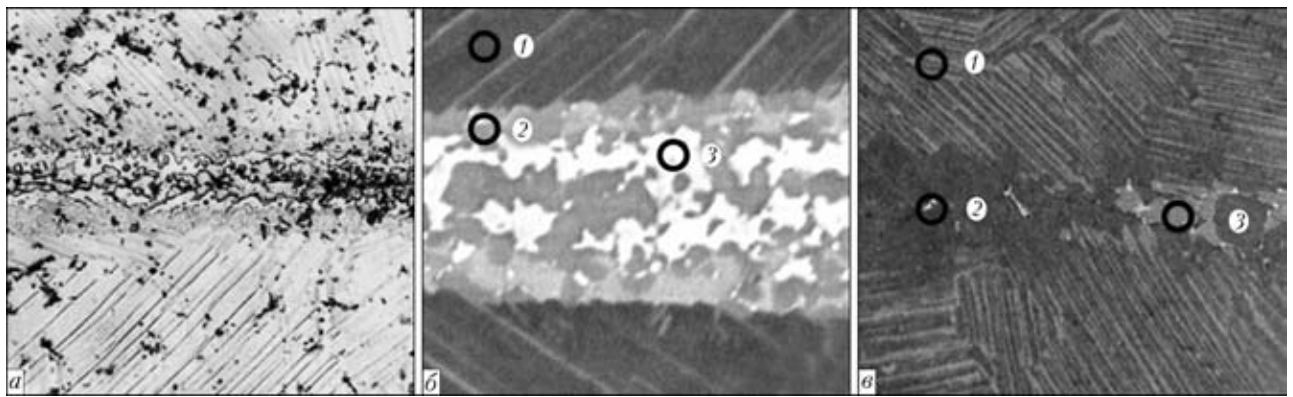


Рис. 5. Микроструктуры зоны соединения при сварке с использованием нанослойной прослойки Ni/Ti, полученные методами оптической микроскопии (а, $\times 400$), РЭМ (б, $\times 1000$) и РЭМ после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (в, $\times 200$)

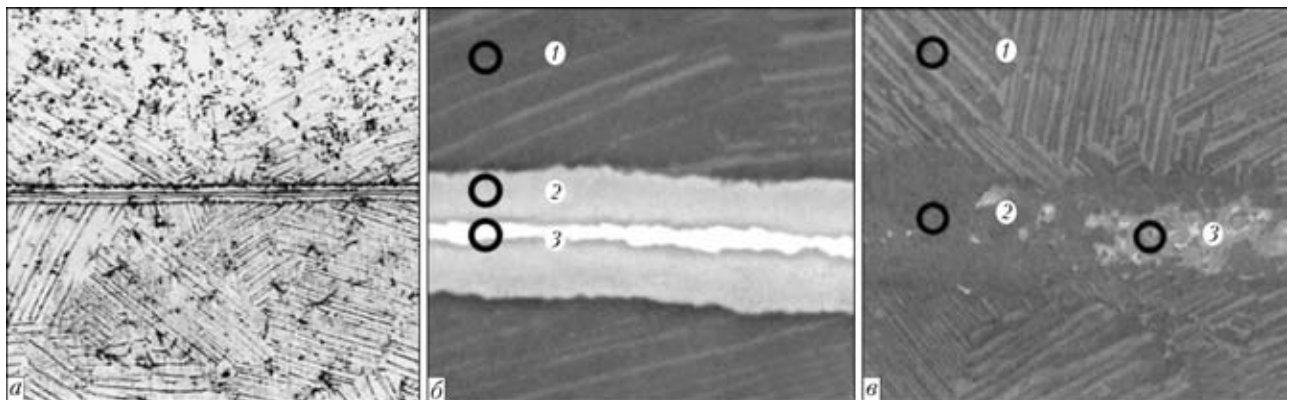


Рис. 6. Микроструктуры зоны соединения при сварке с использованием нанослойной прослойки Ni/Al, полученные методами оптической микроскопии (а, $\times 200$), РЭМ (б, $\times 1000$) и РЭМ после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (в, $\times 200$)

Т а б л и ц а 2. Показатели зоны соединения сплава γ -TiAl, полученного с применением нанослойной прослойки Ni/Ti

Способ обработки	Исследуемые точки	Химический состав, ат. %					HV, МПа
		Al	Ti	Mn	Ni	Nb	
Сварка	1	44,1	52,4	1,2	0	2,3	3900
	2	37,4	59,2	0,9	0,7	1,8	5500
	3	43,0	36,0	2,3	16,9	1,8	9000
Сварка + отжиг	1	44,8	51,8	1,4	—	2,0	4200
	2	45,8	50,3	0,9	0,9	2,0	4400
	3	41,3	54,5	1,2	0,9	2,1	5300

Т а б л и ц а 3. Показатели зоны соединения сплава γ -TiAl, полученного с применением нанослойной прослойки Ni/Al

Способ обработки	Исследуемые точки	Химический состав, ат. %					HV, МПа
		Al	Ti	Mn	Ni	Nb	
Сварка	1	44,5	51,5	1,20	0,5	2,30	4100
	2	41,6	34,8	1,10	21,0	21,0	11400
	3	44,7	9,70	0,25	45,2	0,15	7900
Сварка + отжиг	1	43,0	53,3	1,30	0,2	2,20	4200
	2	48,5	48,2	0,90	0,4	2,00	4000
	3	43,2	46,5	2,10	6,6	1,60	10300

нового металла (HV 3500...3900 МПа). Заметного изменения структуры в областях основного металла, примыкающих к переходной зоне, не происходит, при этом lamellar структура сохраняется (рис. 5, б). После отжига в стыке имеет место выравнивание в распределении марганца и ниобия, которые входят в состав сплава и прослойки. Содержание никеля в стыке уменьшается до 0,9 ат. % (рис. 5, в и табл. 2).

Сварка с применением прослоек Ni/Al. Металлографические исследования соединений, полученных через нанослойную прослойку Ni/Al, показали, что в зоне соединения формируется переходная зона толщиной около 20 мкм, неоднородная по структуре и составу (рис. 6, а, б). В ее центральной части образуется слой интерметаллида на основе NiAl толщиной 3...4 мкм. Центральная область переходной зоны (рис. 6, б и табл. 3) содержит следующие элементы, ат. %: 45,2 Ni; 44,7 Al; 9,7 Ti; 0,25 Mn; 0,15 Nb. Следует отметить, что ниобий практически не проникает в центральную часть переходной

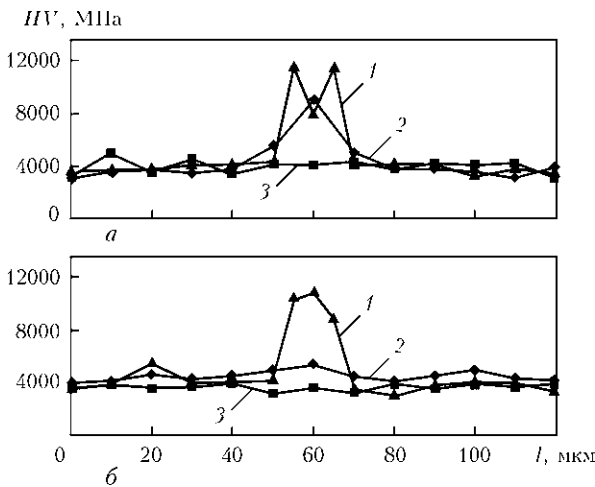


Рис. 7. Распределение микротвердости в зоне соединения после сварки с использованием нанослойных прослоек Ni/Al (1), Ni/Ti (2) и Ti/Al (3) (а), после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (б) (l — расстояние между уколами индентора)

зоны. Ее периферийная область содержит следующие элементы, ат. %: 21 Ni; 41,6 Al; 34,8 Ti; 1,1 Mn; 1,4 Nb. Она представляет собой комплексный интерметаллид (Ti, Ni)Al, легированный ниобием и марганцем. Микротвердость периферийной области переходной зоны составляет HV 9000...11400 МПа.

Исследован также характер изменения микротвердости в зоне соединения γ -TiAl, полученного с применением нанослойных прослоек Ni/Ti, Ni/Al и Ti/Al. Характер изменения микротвердости в сварных соединениях, полученных с применением прослоек Ni/Ti и Ni/Al, свидетельствует о том, что в зоне соединения присутствуют участки материала с высокой микротвердостью, значительно превышающей микротвердость основного металла. При использовании нанослойных прослоек Ti/Al, близких по составу к основному металлу, микротвердость в зоне соединения практически не изменяется.

После отжига микротвердость сварных соединений, полученных с применением прослоек Ti/Al и Ni/Ti, близка по значению к микротвердости основного металла (HV 4000...5000 МПа). В случае применения прослоек Ni/Al отжиг не влияет на микротвердость (HV 10000...11000 МПа) сварных соединений.

Influence of nanolayered Ti/Al, Ni/Ti and Ni/Al interlayers on the structure of welds of γ -TiAl-base alloys made by vacuum diffusion bonding was studied. It is shown that when using nanolayered interlayers of a composition differing from that of the welded alloy, additional annealing is required for lowering the degree of chemical inhomogeneity in the weld zone.

Выводы

1. Применение промежуточных нанослойных прослоек Al/Ti при диффузионной сварке в вакууме интерметаллидного сплава Ti-48 ат. % Al-2 ат. % Nb-2 ат. % Mn позволяет получить соединения с равномерным распределением в стыке легирующих элементов, входящих в состав сплава.

2. При применении нанослойных прослоек Ni/Al дополнительный отжиг не устраняет неоднородность химического состава, структуры и не влияет на микротвердость стыка сварных соединений.

3. Дополнительный отжиг сварных соединений, полученных с применением промежуточных нанослойных прослоек Ni/Ti, позволяет получить сварные соединения по химическому составу, близкие к основному металлу.

Авторы выражают искреннюю благодарность за участие в проведение данного исследования члену-корреспонденту НАН Украины А. И. Ищенко и кандидату технических наук В. К. Сабокарю.

1. Solid-state diffusion bonding of γ -TiAl alloys using Ti/Al thin films as interlayers / L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira et al. // Intermetallics. — 2006. — № 14. — P. 1151–1156.
2. Nanometric multilayers: A new approach for joining TiAl / A. S. Ramos, M. T. Vieira, L. I. Duarte et al. // Ibid. — P. 1157–1162.
3. Получение неразъемных соединений сплавов на основе γ -TiAl с использованием нанослойной прослойки Ti/Al способом диффузионной сварки в вакууме / А. И. Устинов, Ю. В. Фальченко, А. Я. Ищенко и др. // Автомат. сварка. — 2009. — № 1. — С. 17–21.
4. Устинов А. И., Олиховская Л. А., Полищук С. С. Метастабильные наноструктурные состояния в покрытиях систем Ni-Al, полученных осаждением из паровой фазы // Металлофиз. и новейшие технологии. — 2006. — № 6. — С. 32–37.
5. Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко и др. // Современ. электротехнология. — 2008. — № 2. — С. 21–28.
6. Романьков С. Е., Волкова Т. В., Мелихов В. Д. Фазово-структурные превращения сплава Ti-48 % Al-2 % Nb при искусственном старении // Физ. металлов и металловедение. — 2002. — 93, № 4. — С. 50–61.
7. Дослідження дифузійних процесів у зварних з'єднаннях алюмініду титану (TiAl) / Г. К. Харченко, В. Ф. Мазанко, А. І. Устинов та ін. // Вісн. Черніг. держ. технолог. ун-ту. Сер. Техн. науки. — 2009. — № 37. — С. 117–119.

Поступила в редакцию 08.07.2010