



## ДИФФУЗИОННАЯ СВАРКА В ВАКУУМЕ СПЛАВА НА ОСНОВЕ $\gamma$ -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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -TiAl) выполняли на установке У-394. В качестве источника нагрева использовали электронно-лучевую 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.

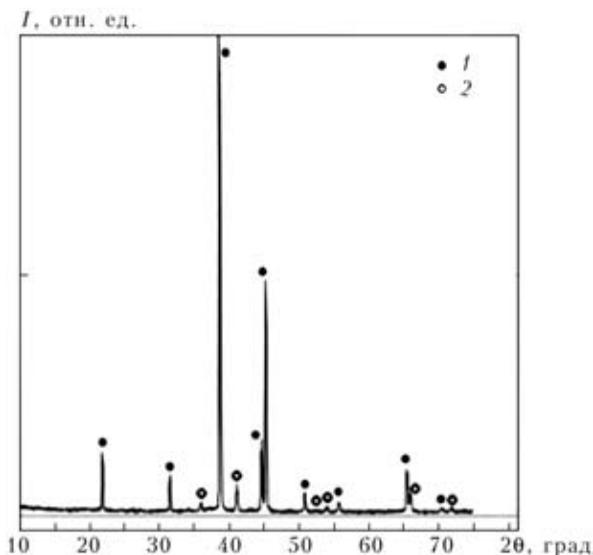


Рис. 1. Фрагмент дифрактограммы сплава  $\gamma$ -TiAl в исходном состоянии: 1 — фаза TiAl; 2 — фаза  $Ti_3Al$ ; I — интенсивность излучения;  $2\theta$  — угол дифракции

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа показали, что в исходном состоянии в состав сплава  $\gamma$ -TiAl входят две фазы — TiAl ( $\gamma$ -фаза) и  $Ti_3Al$  ( $\alpha_2$ -фаза). В указанном сплаве объемная доля  $\alpha_2$ -фазы по отношению к  $\gamma$ -фазе составляет около 7%. Фрагмент дифрактограммы сплава  $\gamma$ -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)  $\gamma$ - и  $\alpha_2$ -фазы внутри, имеющими определенную направленность (рис. 2).

В работе [6] отмечается, что обычно  $\alpha_2$ -фаза в lamellar структуре присутствует в виде тонких пластин на двойниковых границах  $\gamma$ -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-

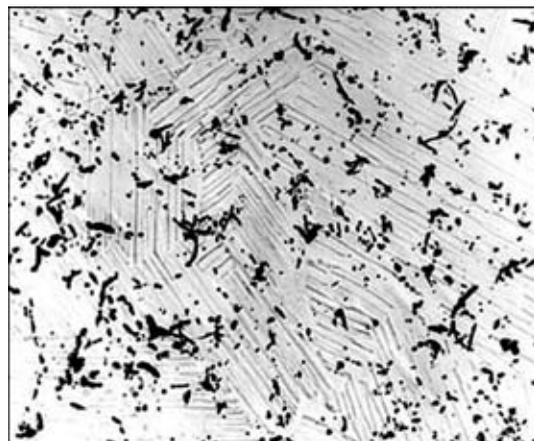


Рис. 2. Микроструктура ( $\times 400$ ) сплава  $\gamma$ -TiAl в исходном состоянии

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  $\gamma$ -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

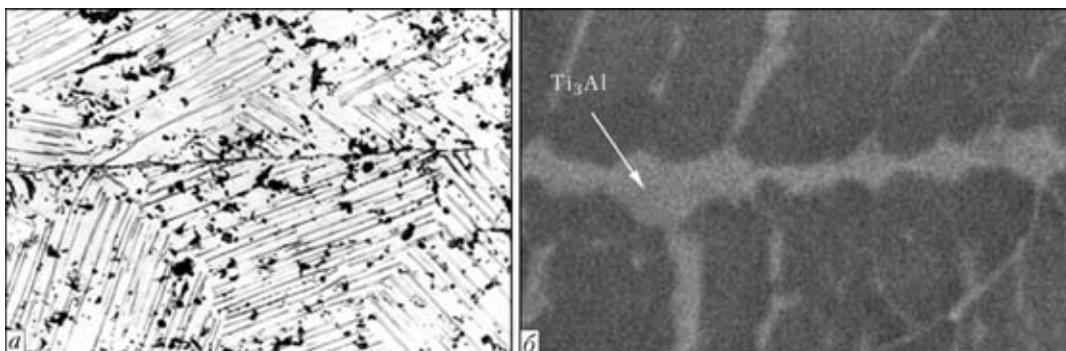


Рис. 3. Микроструктуры зоны соединения сплава  $\gamma$ -TiAl при сварке без промежуточной прослойки, полученные методами оптической (а,  $\times 500$ ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ) в режиме фазового контраста (б,  $\times 3000$ )

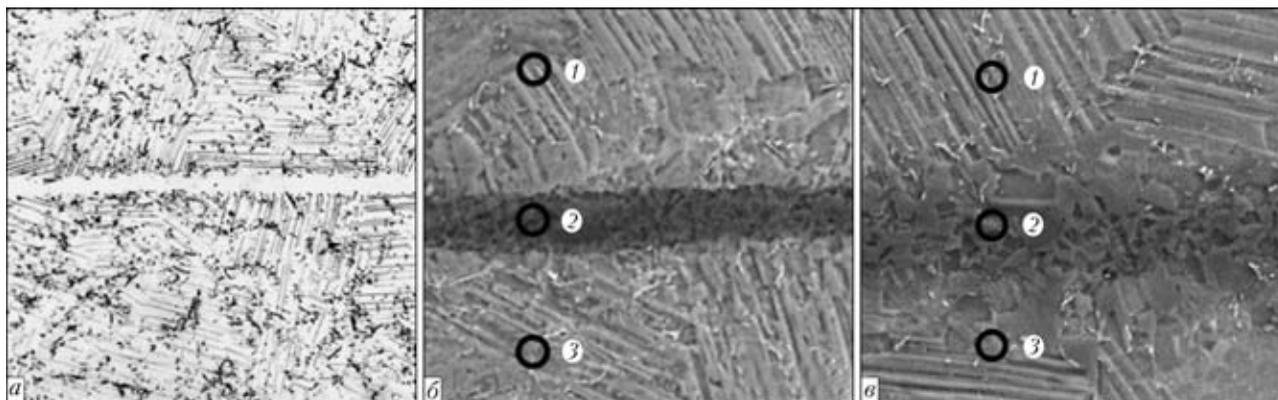


Рис. 4. Микроструктуры зоны соединения сплава  $\gamma$ -TiAl при сварке с использованием нанослойной прослойки Ti/Al, полученные методом оптической микроскопии (а,  $\times 200$ ), РЭМ (б,  $\times 300$ ) и РЭМ после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (в,  $\times 300$ )

ат. % Ti–0,67 ат. % Mn, что близко к составу основной интерметаллидной фазы  $\gamma$ -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  $^{63}\text{Ni}$  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  $^{63}\text{Ni}$  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  $\gamma$ -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.

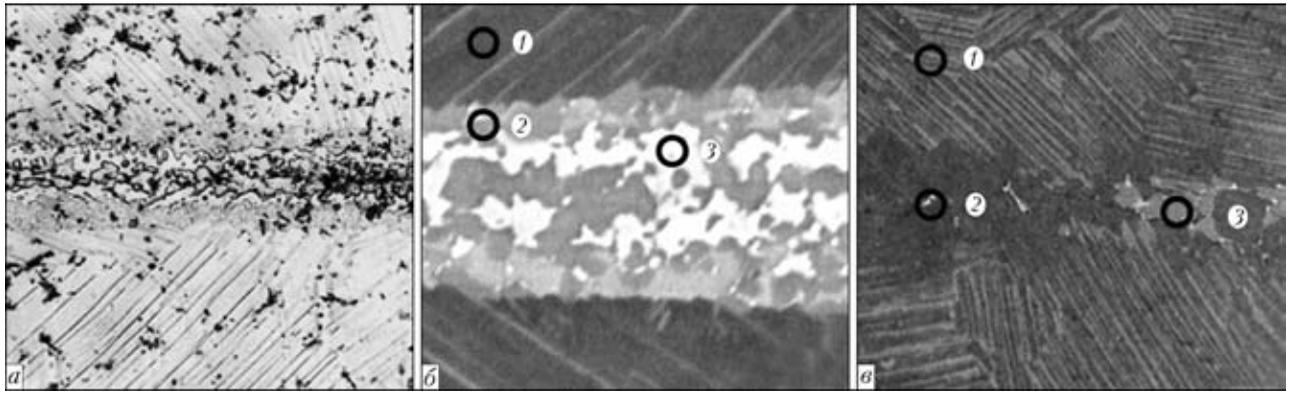


Рис. 5. Микроструктуры зоны соединения при сварке с использованием нанослойной прослойки Ni/Ti, полученные методами оптической микроскопии (а,  $\times 400$ ), РЭМ (б,  $\times 1000$ ) и РЭМ после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (в,  $\times 200$ )

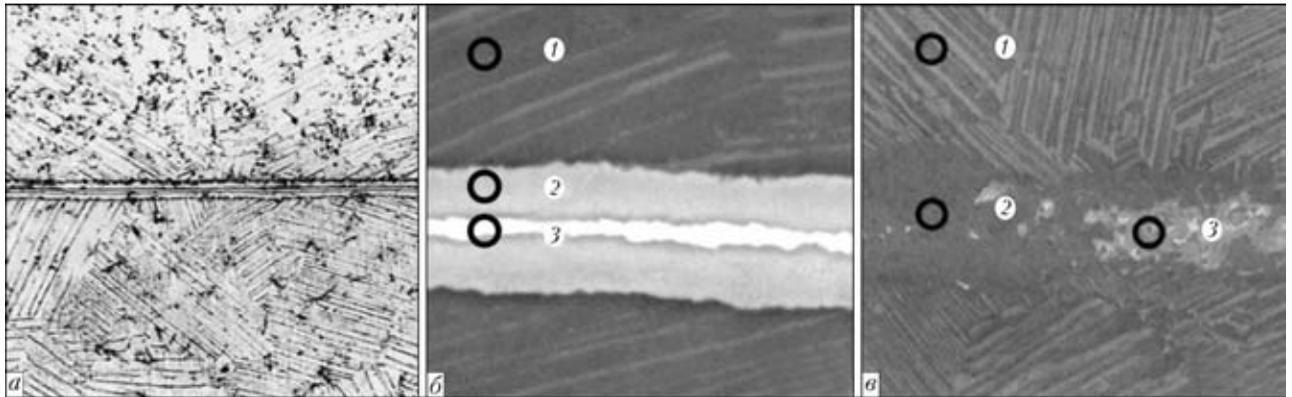


Рис. 6. Микроструктуры зоны соединения при сварке с использованием нанослойной прослойки Ni/Al, полученные методами оптической микроскопии (а,  $\times 200$ ), РЭМ (б,  $\times 1000$ ) и РЭМ после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (в,  $\times 200$ )

**Т а б л и ц а 2. Показатели зоны соединения сплава  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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

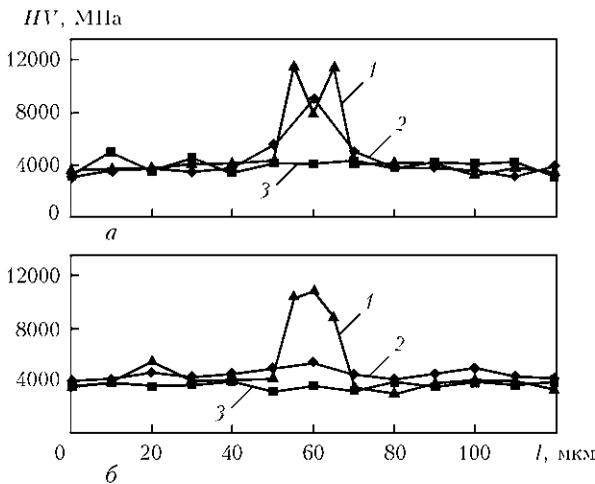


Рис. 7. Распределение микротвердости в зоне соединения после сварки с использованием нанослойных прослоек Ni/Al (1), Ni/Ti (2) и Ti/Al (3) (а), после сварки и гомогенизирующего отжига при 1200 °С в течение 2 ч (б) (l — расстояние между уколами индентора)

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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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  $\gamma$ -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