



ФОРМИРОВАНИЕ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИДА ТИТАНА

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

Исследованы особенности формирования паяных соединений алюминидов титана, полученных при радиационном нагреве в вакууме с использованием припоев на базе системы Ti–Zr, легированных другими элементами. Отмечено, что применение припоев, содержащих медь и никель, не позволяет получить однородную структуру металла паяных швов. Легирование системы Ti–Zr железом, марганцем и другими элементами обеспечивает паяным соединениям структуру и свойства, близкие паяемому материалу.

Ключевые слова: вакуумная пайка, алюминид титана, припой, адгезионно-активные сплавы, структура, эвтектика, химическая неоднородность

Композиции на основе системы Ti–Al являются характерными представителями высокопрочных и жаропрочных интерметаллидных сплавов нового поколения [1]. Они перспективны для использования в области авиастроения при изготовлении ряда деталей горячего тракта газотурбинных двигателей [2]. По своим жаропрочным характеристикам при температуре 700...750 °C они могут конкурировать с высоколегированными никелевыми сплавами благодаря низкому удельному весу [3], что позволит уменьшить массу газотурбинного двигателя на 30 %.

Последние десятилетия непрерывно ведутся широкие исследования свойств титановых жаропрочных сплавов на интерметаллидной основе и разрабатываются технологические процессы получения неразъемных соединений. Использование традиционных способов сварки (нагрев с высокой погонной энергией, применение давления) во многих случаях не приемлемо.

Предпочтительным способом соединения интерметаллидных сплавов является пайка. Однако при этом возникает ряд трудностей. С одной стороны, технологический процесс пайки позволяет избежать высоких остаточных напряжений в соединениях, расплавления основного металла, образования трещин и сохранить механические свойства основного металла без нарушения его структурного состояния. С другой стороны, получение паяных соединений сплава γ -TiAl и выбор состава припоев ограничиваются узкими интервалами содержания легирующих элементов, в пределах которых не происходит ухудшение механических свойств и служебных характеристик основного материала. При этом скорость диффузии многих компонентов припоев может существенно замедляться за счет образования интерметаллид-

ных фаз с алюминием. Кроме того, интерметаллидные сплавы отличаются по составу, и каждый сплав требует индивидуального подхода при выборе припоев и температуры пайки.

Известно, что компоненты системы Ti–Al [4, 5] значительно отличаются электронным строением атомов и образуют ряд соединений — Ti_3Al , TiAl и $TiAl_3$. Механические свойства сплавов на основе системы Ti–Al зависят от содержания в них алюминия. Максимальную пластичность имеют не однофазные сплавы γ -TiAl, а сплавы доэвтектического состава Ti–46...49 ат. % Al (далее — ат. %). Они находятся в двухфазной ($\alpha_2 + \gamma$)-области, α_2 -фаза представлена интерметаллидом Ti_3Al [4]. Сплавы, в которых объемная доля α_2 -фазы составляет 10...15 %, характеризуются максимальным уровнем пластичности [6]. Максимальное сопротивление ползучести при повышенных и низких температурах имеет место у сплавов с полностью lamellarной крупнозернистой структурой (пластины-ламели α_2 в γ -матрице).

Основным недостатком рассматриваемых сплавов на основе системы Ti–Al, имеющих упорядоченную решетку типа $L1_0$, является их низкая пластичность ($\delta = 0,2...0,5$ %) при комнатной температуре, обусловленная особенностями движения дислокаций в гранцентрированной тетрагональной решетке. Предел текучести увеличивается при повышении температуры приблизительно до 800 °C.

В области технологии соединения интерметаллидных сплавов с помощью пайки пока сделаны лишь первые шаги. Критерии выбора того или иного способа соединения пока еще не выработаны. В связи с этим можно говорить только об отдельных исследованиях, которые, однако, не всегда отвечают основной цели — обеспечить работоспособность соединений в условиях эксплуатации.

При вакуумной пайке [7] титанового интерметаллидного сплава Ti–37,5 % Al, структура которого представлена пластинчатыми γ (TiAl)- и



α_2 (Ti₃Al)-фазами, с использованием алюминиевой фольги толщиной 15 мкм прилагают сжимающее усилие и осуществляют выдержку при температуре 700 или 900 °С, что способствует прохождению диффузионных процессов и образованию интерметаллидов TiAl₂ (или TiAl₃) в металле паяного шва. Проведение длительной термообработки паяных соединений при 1300 °С с выдержкой 3,84 кс не позволило достичь образования пластинчатой γ/α_2 -фазы и прочности паяных соединений на уровне основного металла. Временное сопротивление σ_b при температуре 20 °С составило примерно 220 МПа [7]. К недостаткам данного технологического процесса следует отнести его трудоемкость и значительную продолжительность. Кроме того, приложение сжимающего усилия обусловлено конструктивными особенностями конкретного паяного изделия, а поэтому не является универсальным способом получения неразъемных соединений.

В случае вакуумной пайки при температуре 990 °С в течение 30 мин использование в качестве припоя серебра не способствовало получению работоспособных соединений, поскольку отсутствовала диффузия элементов основного металла в паяный шов, а серебра в основной металл. В паяном шве образовывались дефекты в виде пор. Применение сплава на основе системы Cu–Ni в качестве припоя также не дало положительных результатов [8].

Повысить прочность паяных соединений до 343 МПа удалось благодаря использованию серебряного припоя ВAg-8 [9]. Отмечено, что серебро не вступает в реакцию с TiAl (основой) [9], а медь, наоборот, активно с ней взаимодействует. Так, при температуре пайки 950 °С на границе раздела между припоем и паяемым материалом образуются фазы типа AlCuTi и (AlCu)₂Ti.

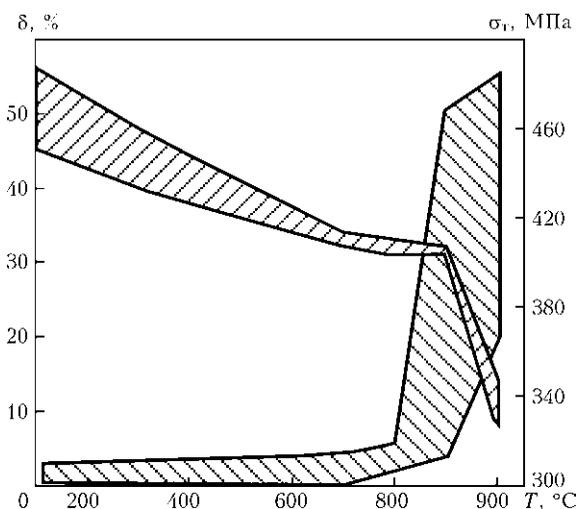


Рис. 1. Изменение механических свойств (пластичности δ и предела текучести σ_T) сплава Ti–48Al–2Cr–2Nb в зависимости от температуры

Скорость роста первой из них значительно выше, чем второй. Следует обратить внимание на то, что титановые интерметаллидные сплавы TiAl предназначены для эксплуатации при повышенных температурах, поэтому применение серебряных припоев нецелесообразно из-за повышенных требований к жаростойкости.

Классическим примером интерметаллидных титановых сплавов является сплав Ti–48Al–2Cr–2Nb, основной структурной составляющей которого является упорядоченная γ -фаза (TiAl), по границам которой выделяется незначительное количество α_2 -фазы (Ti₃Al) в виде пластинчатых зерен. Благодаря такой слоистой микроструктуре данный сплав отличается хорошим балансом пластичности и прочности при повышенной температуре (рис. 1), а также стойкости к окислению [10]. При диффузионной пайке такого сплава [11] использовали фольгу из чистой меди толщиной 5 и 50 мкм и заготовки композиционных закладных элементов из сплава TiAl–Cu (при пайке с широким зазором).

В обоих случаях после короткого времени пайки с последующей термообработкой можно получить структуру металла паяного шва, близкую к основному металлу [11]. При использовании традиционных закладных элементов (медных) толщиной 50 мкм время пайки увеличивается, а достаточная прочность на срез не обеспечивается. При пайке с широким зазором (350...500 мкм) с использованием медных фольг толщиной 5 мкм или композиционных прослоек из сплава TiAl–Cu прочность паяных соединений несколько повышается (250 МПа), но не достигает уровня паяемого материала.

Анализ упомянутых выше работ позволил сделать вывод, что получение паяных соединений интерметаллидных титановых сплавов требует длительной выдержки при пайке (или термообработке). Однако даже сложные и продолжительные технологические процессы получения неразъемных паяных соединений не обеспечивают их равнопрочность с паяемым материалом.

В настоящей работе в исследованиях использовали интерметаллидный сплав Ti–45Al–2Nb–2Mn + 0,8 об. % TiB₂, который в исходном состоянии (состоянии поставки) характеризуется наличием lamellarной структуры. По границам основной структурной составляющей упорядоченной γ -фазы (TiAl) выделяется незначительная объемная доля α_2 -фазы (Ti₃Al) в виде светлых пластинчатых формирований (рис. 2). Изредка встречаются игловидные бориды шириной 1 мкм, длиной до 30 мкм, содержание бора в них достигает 75 %, что подтверждают результаты исследований химической неоднородности сплава (табл. 1). Следует отметить, что указанный сплав



получен способом порошковой металлургии и характеризуется наличием пористости, что усложняет процесс пайки.

Для достижения хорошего смачивания паяемого материала и оптимальных свойств паяных соединений в качестве основы припоя обычно выбирают химический элемент, являющийся основным в паяемом материале. Композиция химических элементов припоя должна иметь такой температурный интервал, который подходит к конкретному паяемому материалу, не ухудшает его свойства и образует химические соединения с основным металлом. В качестве припоев применяли титановую фольгу, а также сплавы следующих систем: Ti–30Zr–25Cr (A); Ti–30Hf–25Fe (B); Ti–30Zr–25Fe (C); Ti–30Zr–xMn (D) ($x = 0 \dots 40$ % Mn); Ti–7,31Zr–20,06Cu–11,3Ni (E).

При использовании промышленного припоя Ti–7,31Zr–20,06Cu–11,3Ni (E) при температуре пайки 1250 °C (в течение 60 мин) в паяных швах наблюдается наличие зональной химической неоднородности. По оси паяного шва и в галтельных участках, как правило, кристаллизуется эвтектика, которая является источником зарождения и распространения трещин (рис. 3, а, б) и ухудшает механические свойства паяных соединений. В структуре центральной части образца на фоне светлой сетки эвтектики кристаллизуются зерна огранной формы, содержание в них алюминия равно 36,34 %, что соответствует соединению TiAl₂. Зерна оторочены светлой фазой, состав которой определить не удалось из-за ее малого размера (рис. 3, в). Таким образом, структура металла паяного шва состоит из трех фазовых составляющих. Эти структурные особенности характерны только для паяных соединений, полученных с помощью промышленного припоя E.

Использование в качестве припоев адгезионно-активных сплавов на основе системы Ti–Zr привлекательно тем, что эта система характеризуется наличием непрерывного ряда твердых растворов во всем интервале концентраций. Можно ожидать, что указанная особенность сплавов данной системы положительно скажется на свойствах паяных соединений титановых сплавов. Кроме того, применение адгезионно-активных элементов

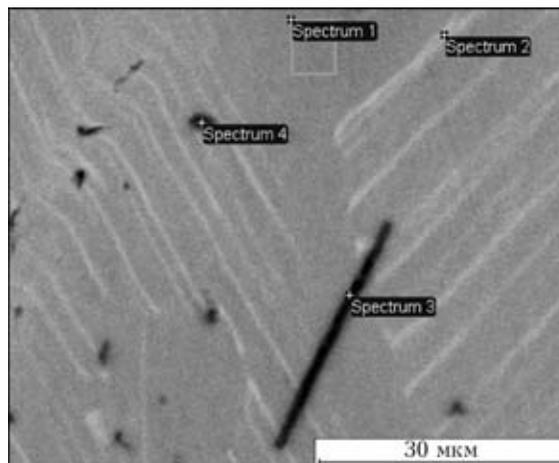


Рис. 2. Микроструктура интерметаллидного сплава Ti–45Al–2Nb–2Mn + 0,8 об. % TiB₂

Таблица 1. Содержание химических элементов в локальных участках сплава Ti–45Al–2Nb–2Mn + 0,8 об. % TiB₂

Исследуемый участок (спектр)	Ti	Al	Mn	Nb	B
1	48,00	48,65	1,51	1,85	0
2	53,25	42,74	1,94	2,07	0
3	18,52	5,54	0,18	0,74	75,02
4	22,18	7,04	0,29	0,82	69,67

способствует улучшению смачивания паяемой подложки. Легирование сплавов системы Ti–Zr другими элементами позволило существенно понизить температуру их плавления благодаря образованию легкоплавких эвтектик. Перспективными в плане создания припоев являются сплавы систем Ti–Zr–Mn и Ti–Zr–Fe. В бинарных системах Ti–Mn, Ti–Fe, Zr–Mn и Zr–Fe между твердыми растворами β(Ti) и β(Zr) и богатыми титаном и цирконием интерметаллидами образуются относительно легкоплавкие эвтектики (температура плавления 1180, 1085, 1135 и 928 °C) [4, 12–14].

Типичная эвтектическая микроструктура показана на примере литого сплава Ti–30Zr–25Fe (рис. 4, а–в). При охлаждении жидкого сплава сначала кристаллизуются первичные дендриты твер-



Рис. 3. Микроструктура металла паяного соединения, полученного с использованием промышленного припоя Ti–7,31Zr–20,06Cu–11,3Ni: а — трещина; б, в — эвтектика и структура центральной части шва

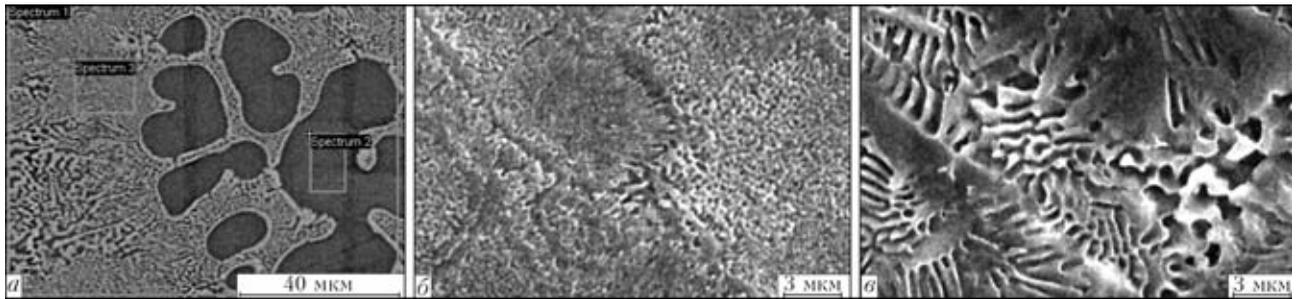


Рис. 4. Микроструктура припоя Ti-30Zr-25Fe в литом виде (см. объяснения в тексте)

Таблица 2. Содержание химических элементов в локальных участках литого сплава Ti-30Zr-25Fe

Исследуемый участок (спектр)	Ti	Zr	Fe
1	63,05	18,34	18,61
2	73,79	15,33	10,88
3	56,56	20,09	23,36

лого раствора на основе титана (спектр 2 в табл. 2, рис. 4, а), затем происходит зарождение, рост и формирование стержневых эвтектических колоний (спектр 3 в табл. 2, рис. 4, б). Среднее содержание циркония в эвтектике составляет 20,09 % (табл. 2). При детальном исследовании морфологических особенностей и химического состава структурных составляющих эвтектики определено, что обе фазы содержат цирконий, причем в светлой фазе его содержание максимальное (24,81 %). Можно предположить, что это циркониевый интерметаллид и он является основной фазой при кристаллизации сплава. Вторая фаза представляет собой твердый раствор, который содержит больше титана (67,93 %) и меньше циркония (16,45 %). Морфологическое строение данной эвтектики характеризуется упорядоченным расположением составляющих фаз в виде стерженьков. Согласно классификации эвтектик по Шайлю [15], такой вид эвтектик относится к нормальным эвтектикам с ячеистой субструктурой (рис. 4, б). В зависимости от скорости охлаждения встречаются и их другие морфологические формы, например, скелетного типа (рис. 4, в), в которых составляющие колонию зерна эвтектических фаз растут в виде тонкоразветвленных дендритов. Такие структурные особенности сплава Ti-30Zr-25Fe не сказываются на свойствах паяных соединений.

Эвтектические сплавы на основе системы Ti-Zr хорошо смачивают титановый интерметаллидный сплав. В паяных соединениях образуются прямые и обратные галтели. Металлографические исследования и изучение химической неоднородности нахлесточных паяных соединений показали, что между основным металлом и жидким при-

поем активно протекают диффузионные процессы. Во время пайки алюминий диффундирует из основного металла в металл паяного шва. Даже при использовании в качестве припоя титановой фольги (температура $T_n = 1250$ °C и время $\tau_n = 90$ мин пайки) толщиной 0,01 мм формируется паяный шов, в котором содержание алюминия соответствует его содержанию в паяемом материале. На границе с основным металлом кристаллизуется фаза (рис. 5, а) на основе титана в виде дискретных формирований, содержащая 11,28 Al. В соответствии с диаграммой состояния Ti-Al такой состав характерен для α -фазы (твердого раствора алюминия в титане).

При вакуумной пайке нахлесточных соединений алюминиды титана припоем Ti-30Zr-25Fe формируются плотные паяные швы с прямой и обратной галтелью, основной металл сохраняет ламельную структуру (рис. 5, б-е). Галтельные участки и широкие паяные швы представлены двумя фазами (рис. 5, е-з). В результате диффузионных процессов, протекающих на межфазной границе основной металл-расплав припоя, в галтельном участке вдоль границы раздела кристаллизуется темная фаза в виде сплошной полосы, а также отдельных зерен в объеме расплавленного припоя, содержащая 43 % Al (припой С). В светлой матрице содержание алюминия меньше (31 %) (рис. 5, е). Процесс кристаллизации паяных швов имеет свои особенности, обусловленные наличием малых зазоров, неравновесных условий кристаллизации, подложки из паяемого материала, а также градиента концентраций составляющих химических элементов припоя и основного металла. Во время пайки наблюдается насыщение жидкого металла паяного шва элементами основного материала, в частности, алюминием. Со временем происходит пресыщение металла шва алюминием, и тогда начинают зарождаться и расти первичные кристаллы γ -фазы TiAl в виде темных зерен как на подложке паяемого материала, так и в объеме расплава в центральной части паяного шва (рис. 5, ж, з). Фаза α_2 -Ti₃Al кристаллизуется позже, она заполняет пространство между кристаллами TiAl и содержит 32 % Al (рис. 5, б-з). Ширина шва является величиной пе-

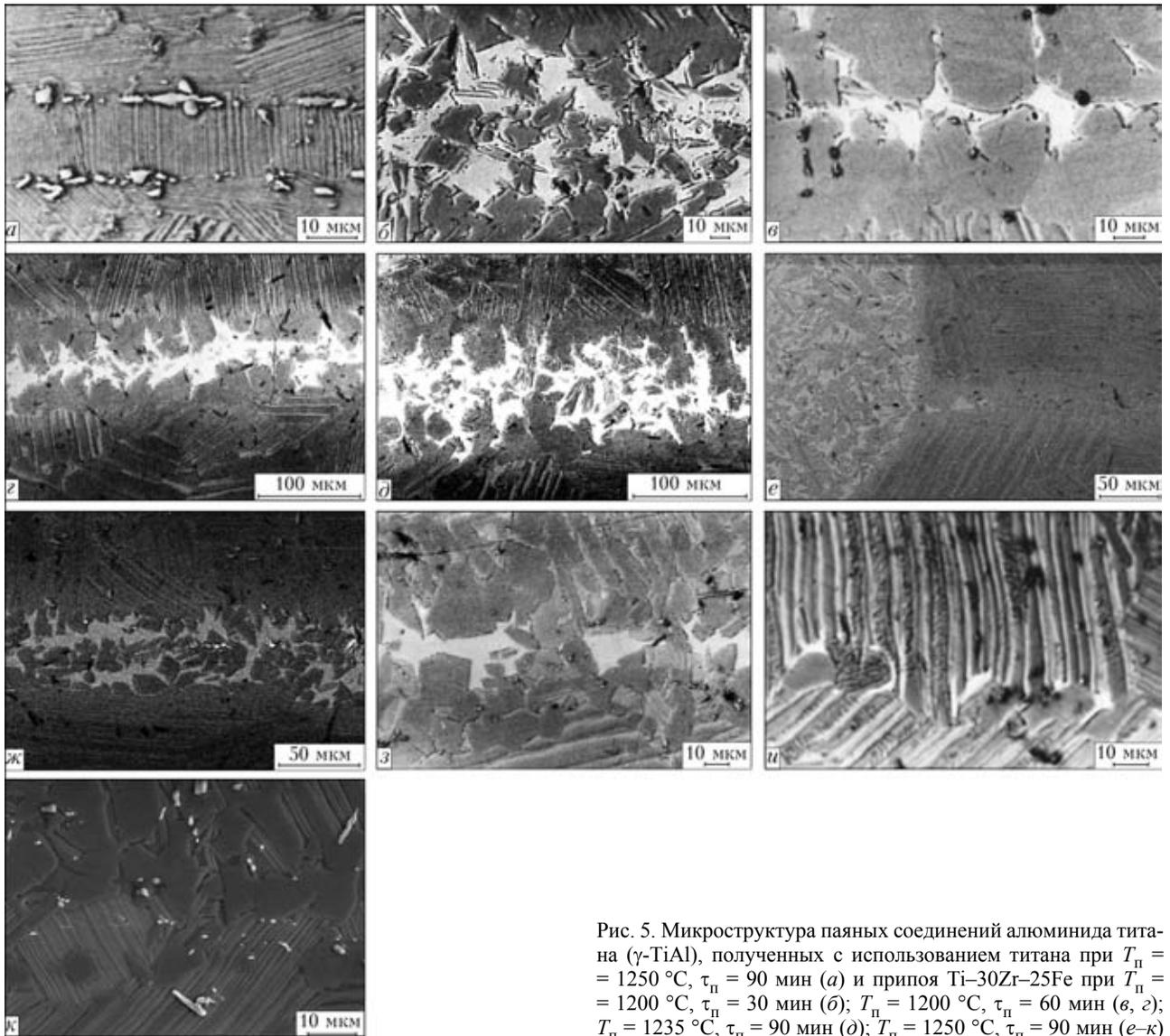


Рис. 5. Микроструктура паяных соединений алюминиды титана (γ -TiAl), полученных с использованием титана при $T_{\text{п}} = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{п}} = 90\text{ мин}$ (а) и припоя Ti-30Zr-25Fe при $T_{\text{п}} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{п}} = 30\text{ мин}$ (б); $T_{\text{п}} = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{п}} = 60\text{ мин}$ (в, г); $T_{\text{п}} = 1235\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{п}} = 90\text{ мин}$ (д); $T_{\text{п}} = 1250\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{п}} = 90\text{ мин}$ (е-к)

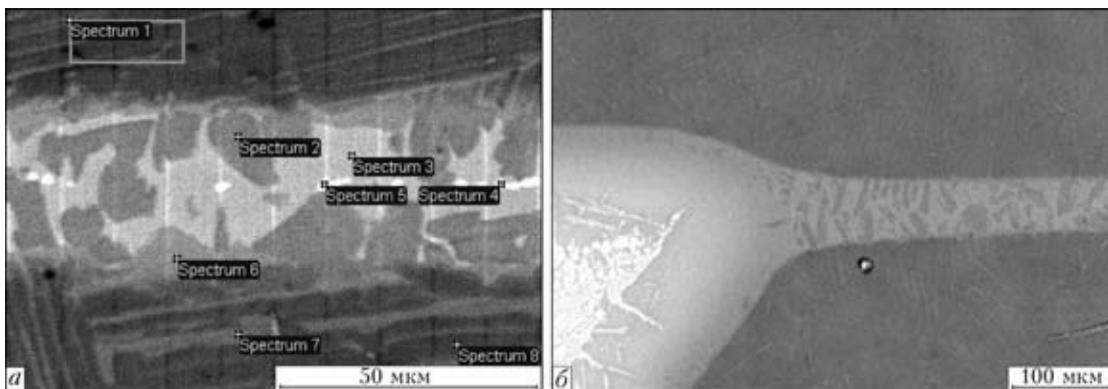


Рис. 6. Микроструктура металла паяного соединения (а) и галтельного участка (б), полученные с использованием припоя системы Ti-Zr-Cr

ременной и зависит от многих параметров: от ширины паяльного зазора, массы припоя, температуры пайки, времени выдержки и скорости растворения паяемого материала. Есть участки с шириной шва 50 и 20 мкм (рис. 5, ж, з). Наблюдаются участки соединения, где шов как таковой отсутствует, а имеются сросшиеся зерна основ-

ного металла, в которых содержание алюминия увеличивается до 46 %, что идентично основному металлу. Металл паяного шва характеризуется в основном пластинчатой (ламельной) структурой, близкой к структуре основного металла (рис. 5, и, к). Химический состав металла паяного шва обусловлен процессами, происходящими на меж-

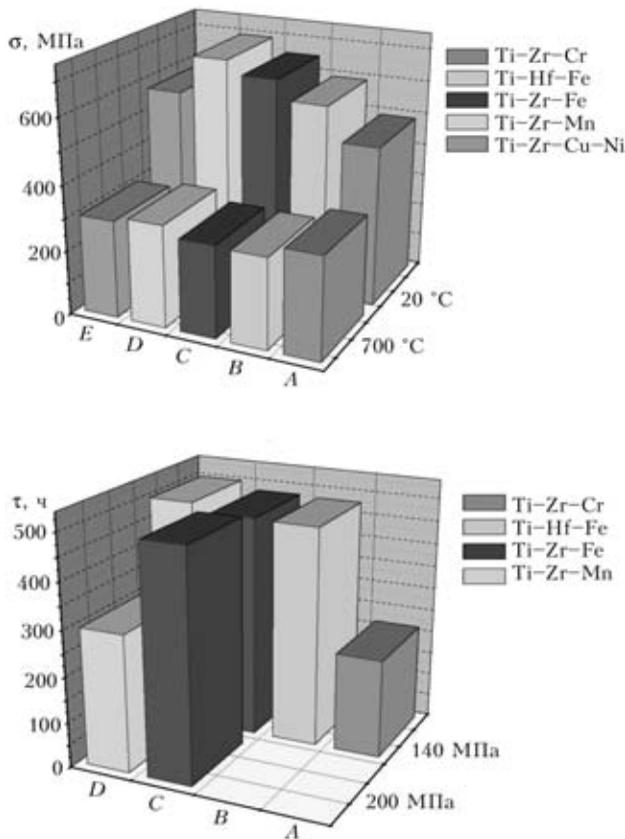


Рис. 7. Механические свойства паяных соединений: *a* — кратковременная прочность на разрыв σ при $T = 20$ и 700 °С; *b* — длительная прочность при $T = 700$ °С и нагрузке 140 и 200 МПа

фазной границе твердый материал–расплав припоя, и существенно отличается от состава припоя в исходном состоянии.

Даже при $\tau_n = 5$ мин и $T_n = 1180$ °С припоем системы Ti–Zr–Cr в металле швов имеют место диффузионные процессы, что подтверждают результаты исследования химической неоднородности (табл. 3). Содержание алюминия в основном металле (в зоне прилегающей ко шву) и в темных зернах металла шва (фаза TiAl) примерно оди-

Таблица 3. Содержание химических элементов в металле паяного соединения

Исследуемый участок (спектр)	Al	Ti	Cr	Mn	Zr	Nb
1	42,14	55,21	—	0,71	—	1,94
2	43,55	49,14	1,43	0,54	3,60	1,75
3	32,20	56,83	4,45	1,70	2,83	2,00
4	32,64	52,07	2,51	0,63	10,97	1,17
5	33,40	51,68	2,50	0,55	10,82	1,05
6	37,55	55,71	1,69	0,80	2,21	2,04
7	37,96	58,72	—	1,12	—	2,19
8	43,88	53,09	—	0,94	—	2,09

наково (42,14...43,55 %). Как следует из изложенного выше, зерна фазы TiAl (спектры № 2, 6, табл. 3, рис. 6, *a*), расположенной в металле шва, имеют максимальное содержание алюминия. Они образуются как на подложке паяемого металла (рис. 6), так и в центральной части шва, в их составе выявлено незначительное содержание элементов паяемого материала. Такие особенности формирования швов характерны для паяных соединений, полученных с помощью рассматриваемых экспериментальных сплавов на основе системы Ti–Zr. Отличительной особенностью паяного шва при использовании сплава системы Ti–Zr–Cr является наличие в его центральной части дисперсных выделений фазы в виде достаточно мелких единичных точек или пластин, обогащенных цирконием (спектры № 4, 5, табл. 3, рис. 6, *a*).

В галтельном участке, расположенном вдоль границы с основным металлом, кристаллизуется фаза, содержащая 32...37 % Al, центральная часть данного участка представлена эвтектикой с меньшим содержанием алюминия и большим циркония.

Следует отметить, что при использовании припоев системы Ti–Zr содержание циркония в металле паяного шва уменьшается с увеличением времени выдержки при температуре пайки, что обусловлено взаимной растворимостью в системе Ti–Zr [3]. В галтельных участках присутствует больше жидкого припоя, чем в швах, протяженность линии контакта между припоем и паяемым материалом меньше, диффузионные процессы протекают менее эффективно. Таким образом, в галтельных участках содержание циркония больше, чем в металле паяных швов. Фаза TiAl кристаллизуется в виде узкой сплошной полосы (шириной около 25 мкм), расположенной вдоль паяемого металла.

Анализ полученных результатов показывает, что при пайке интерметаллидного сплава γ -TiAl припоями на основе системы Ti–Zr металл паяного шва существенно обогащается алюминием, т. е. его содержание такое же, как в фазах TiAl и Ti₃Al. Применение припоев систем Ti–Zr–Fe (C) и Ti–Zr–Mn (D) обеспечивает формирование качественных бездефектных швов, в которых отсутствует эвтектическая составляющая. Результаты механических испытаний при комнатной температуре показали, что максимальной кратковременной прочностью (рис. 7, *a*) характеризуются образцы, полученные с помощью припоев D и C. При повышении температуры испытаний до 700 °С прочность паяных соединений практически одинакова. Установлено, что при испытаниях на длительную прочность при температуре 700 °С и нагрузке 140 МПа прочность паяных соединений, полученных с помощью припоя Ti–Zr–Cr (A) минимальна (рис. 7, *a*), образцы разрушались по паяному шву. Образцы, полученные с исполь-



зованием припоев *D* и *C*, не разрушались не только при заданной (140 МПа), но и при повышенной (200 МПа) нагрузке (рис. 7, б).

Выводы

1. При пайке алюминиды титана Ti-45Al-2Nb-2Mn + 0,8 об. % TiB₂ припоем на основе системы Ti-Cu-Zr-Ni в металле паяных швов наблюдается зональная химическая неоднородность с кристаллизацией трех фазовых составляющих: эвтектики и двух фаз на основе титана, отличающихся содержанием алюминия.

2. Применение адгезионно-активных припоев на основе системы Ti-Zr позволило избежать формирования эвтектической составляющей и получить паяные швы с двухфазной структурой TiAl и Ti₃Al, характерной для основного металла.

3. Максимальные значения кратковременной и длительной прочности паяных соединений обеспечили припои на основе систем Ti-Zr-Fe и Ti-Zr-Mn.

1. Каблов Е. Н. ВИАМ — сердце авиационной материаловедческой науки // Вест. воздуш. флота. — 2003. — № 4. — С. 6.
2. Бочвар Г. А., Саленков В. С. Исследование сплава на основе алюминиды титана с орторомбической структурой // Технология легких сплавов. — 2004. — № 4. — С. 44–46.
3. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Елагин В. И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. — М.: Металлургия, 1981. — 416 с.
4. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справ. — В 3 т.: — Т. 3, кн. 1 / Под общ. ред. Н. П. Лякишева. — М.: Машиностроение, 1999. — 880 с.

5. Binary alloy phase diagrams / Ed. T. B. Massalski. — Ohio: ASM International, Materials Park, 1990. — CD.
6. Механические свойства литых сплавов γ-TiAl / О. А. Банных, К. Б. Поваров, Г. С. Браславская и др. // Металловедение и терм. обработка мет. — 1996. — № 4. — С. 11–14.
7. Uenishi Keisuke, Sumi Hiroyuki, Kobayashi Kojiro F. Joining of intermetallic compound TiAl by using Al filler metal // Z. Metallik. — 1995. — 86, № 4. — P. 270–274.
8. Diffusion brazing of TiAl alloy / Q. Xu, M. C. Chaturvedi, N. L. Richards, N. Goel // Intern. brazing & soldering conf. proc., Apr. 2–5, 2000, Albuquerque, New Mexico. — Ohio: ASM International, Materials Park, 2000. — P. 57–64.
9. Chen S. Y., Wu S. K., Shiue R. K. Infrared brazing of TiAl intermetallic using Bg-8 braze alloy // Acta Mater. — 2003. — 51, № 77. — P. 1991–2004.
10. Helmut C. Intermetallic γ-TiAl based alloy sheet materials. Processing and mechanical properties // Zeitschrift fuer Metallkunde. — 1995. — 86, № 12. — S. 814–822.
11. Diffusion brazing of titanium aluminide — wettability, microstructural development and mechanical properties / W. F. Gale, X. Wen, Y. Shen et al. // Intern. brazing & soldering conf. proc., Apr. 2–5, 2000, Albuquerque, New Mexico. — Ohio: ASM International, Metals Park, 2000. — P. 42–49.
12. Хорунов В. Ф., Максимова С. В., Иванченко В. Г. Получение паяных соединений гамма алюминиды титана и исследование их свойств // Адгезия расплавов и пайка материалов. — 2004. — № 37. — С. 88–95.
13. Khorunov V. F., Maksymova S. V. Structure and properties of intermetallic alloy brazed joints // Proc. of national welding conf., China, Hefei, Oct., 2007. — P. 348–352.
14. Khorunov V. F., Maksymova S. V. Intermetallic alloy gamma-TiAl brazing // Proc. of the 3rd Intern. brazing and soldering conf., USA, San Antonio, Texas, 2006. — Ohio: ASM International, Materials Park, 2000. — P. 288–292.
15. Таран Ю. Н., Мазур В. И. Структура эвтектических сплавов. — М.: Металлургия, 1978. — 312 с.

Studied were the features of formation of brazed joints of titanium aluminide produced at radiation heating in vacuum using braze alloys based on Ti-Zr system, alloyed with other elements. It is noted that application of an alloy based on Ti-Zr system containing copper and nickel, as braze alloy, does not allow producing a uniform structure of braze welds. Alloying of this system with iron, manganese and other elements gives the braze joints the structure and properties close to those of the brazed material.

Поступила в редакцию 21.10.2008