



УДК 621.791.04:669.018

ИССЛЕДОВАНИЕ СОЕДИНЕНИЙ АЛЮМИНИДА ТИТАНА С ТИТАНОВЫМ СПЛАВОМ ВТ8, ПОЛУЧЕННЫХ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКОЙ

В. Ф. ГОРБАНЬ, д-р техн. наук (Ин-т проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины),
Г. К. ХАРЧЕНКО, д-р техн. наук, **Ю. В. ФАЛЬЧЕНКО**, канд. техн. наук, **Л. В. ПЕТРУШИНЕЦ**, инж.
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины)

Исследованы сварные соединения γ -TiAl (Ti-48 ат. % Al) со сплавом ВТ8, полученные методом диффузионной сварки в вакууме с применением нанослойных прослоек системы Ti-Al. Анализ прочностных свойств соединения проводили методом микроиндентирования на приборе «Микрон-гамма», а также путем механических испытаний на срез. Установлено, что после диффузионной сварки в вакууме исходная нанослойная прослойка преобразуется в интерметаллид, находящийся в состоянии, близком к нанокристаллическому.

Ключевые слова: диффузионная сварка, алюминид титана, зона соединения, нанослойная прослойка, микроиндентирование, твердость

В последние годы активно идет разработка новых жаропрочных материалов на основе интерметаллидов, в том числе алюминидов титана. Эти сплавы имеют более высокую температуру плавления, модуль упругости и более низкую плотность, чем суперсплавы на основе титана, железа и никеля. Благодаря высокому содержанию алюминия они не нуждаются в защите от окисления на воздухе и в продуктах сгорания топлива [1], что позволяет эффективно применять данные сплавы в качестве материалов для деталей газотурбинных двигателей, обшивки летательных аппаратов, деталей силового набора изделий авиакосмической техники, а также в различных отраслях промышленности [2].

Целью работы являлось исследование сплава алюминида титана (Ti-47Al-1,5Cr-2Nb), который имеет двухфазное строение ($\alpha_2 + \gamma$), где α_2 -Ti₃Al и γ -TiAl, и сплава ВТ8 (6,5Al-3,3Mo-0,35Si). Диффузионную сварку в вакууме (ДСВ) выполняли на установке У-394 с применением нанослойных прослоек Al/Ti (Ti-52Al) по методике, описанной в работе [3], на оптимальном режиме: температура сварки 1200 °С, время сварки 20 мин, давление 10 МПа. В качестве источника нагрева образцов использовали электронно-лучевую нагреватель.

Использование нанослойных прослоек (НП) при ДСВ позволяет получить в зоне соединения состав и структуру, близкие основному металлу, вследствие протекания экзотермической реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Но непосредственное осаждение прослоек на свариваемые поверхности не всегда тех-

нологически осуществимо, поэтому более перспективным является использование отдельных НП в виде фольги.

В ИЭС им. Е. О. Патона разработан способ получения подобных материалов посредством совместного электронно-лучевого испарения элементов из двух источников в вакуумной камере [4].

На рис. 1 представлена типичная микроструктура поперечного сечения образца фольги в исходном состоянии. Из рисунка видно, что фольга состоит из непрерывных относительно ровных слоев. Светлые полосы соответствуют слоям титана, темные — алюминия.

Согласно работе [4] при нагреве НП Al/Ti в них происходят процессы, которые приводят к формированию структуры, состоящей из смеси интерметаллидов TiAl и Ti₃Al. Таким образом,

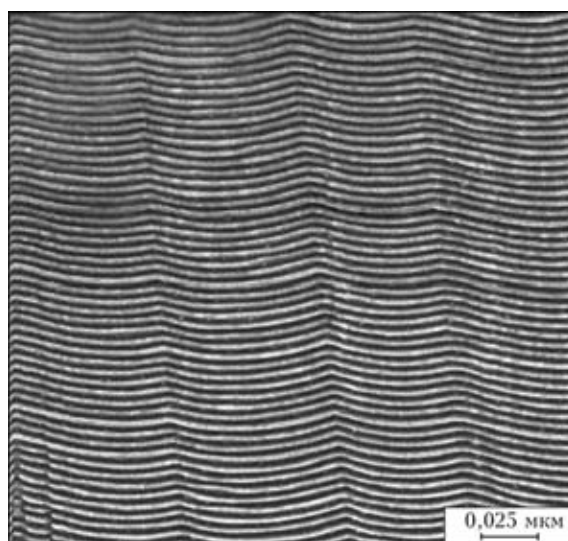


Рис. 1. Типичная микроструктура поперечного сечения образца фольги Al/Ti в исходном состоянии [4]

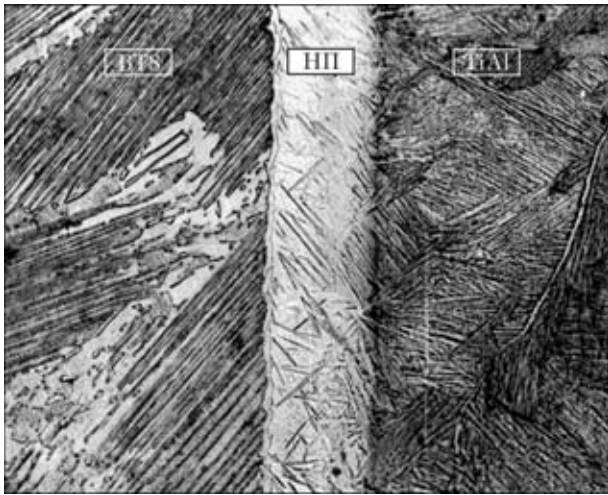


Рис. 2. Микроструктура (×400) соединения TiAl + НП + VT8

можно сделать вывод, что использование при ДСВ данного вида НП γ -TiAl с титановым сплавом VT8 позволит получить в зоне соединения структуру, подобную основному металлу.

Анализ микроструктуры биметаллического сварного соединения алюминид титана с титановым сплавом VT8 был проведен на микроскопах JSM-840 и «Neophot-32». В зоне соединения дефекты в виде пор и трещин отсутствуют. На бывшей границе контакта НП с алюминидом титана образуются общие зерна (рис. 2).

Определение механических свойств соединения проводили с помощью микроиндентирования, позволяющего исследовать труднодеформируемые сплавы без разрушения. Данный метод в соответствии со стандартом ISO 14577-1-2002(E) позволяет определять такие характеристики материалов, как твердость H_{IT} , модуль Юнга E_{IT} , ползучесть C_{IT} и упругость η_{IT} , а также идентифицировать его структурное состояние по соотношению твердости к эффективному модулю упругости. Значения указанных величин получают непосредственно с кривых автоматической записи кинетической диаграммы нагрузка–глубина внедрения индентора $P-h$ (рис. 3).

В основе данного метода лежит фундаментальное уравнение индентирования [5], которое устанавливает связь между показателями диаграммы индентирования и характеристиками деформации и напряжения материала (тарировочная зависимость индентирования):

$$H_{IT}/E^* = K(h_s/h_c), \quad (1)$$

где E^* — эффективный модуль упругости; K — константа формы индентора; h_s , h_c — контактная и внеконтактная глубина внедрения индентора.

Величина h_c является глубиной внедрения индентора, на протяжении которой осуществляется контакт между индентором и материалом после полного максимального нагружения P_{max} . В этой

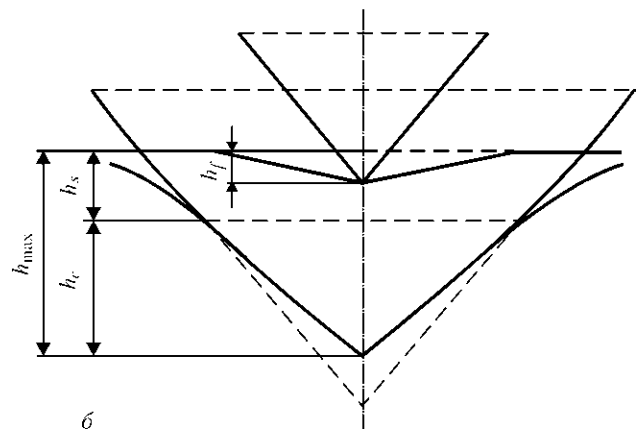
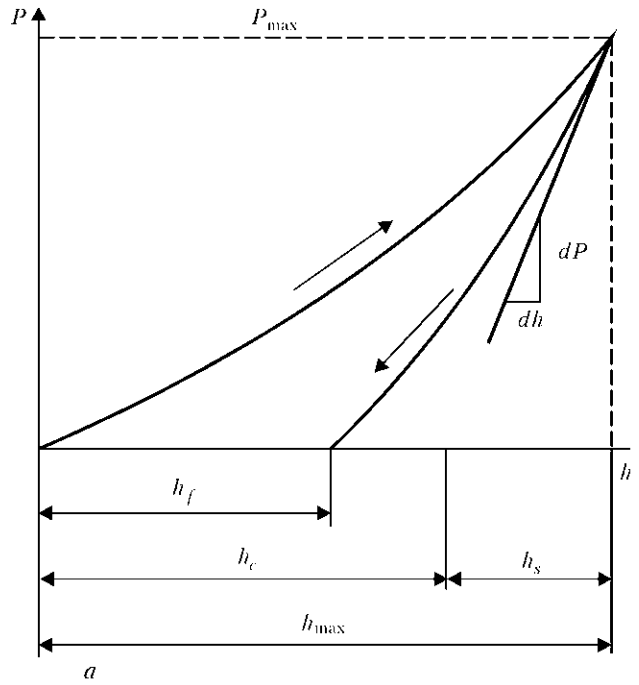


Рис. 3. Кинетическая диаграмма $P-h$ (а) и схема взаимодействия индентора с материалом (б) [5] (h_f — остаточная глубина внедрения после извлечения индентора; h_{max} — максимальная глубина внедрения при P_{max})

части отпечатка происходят упругопластическая деформация (возможное разрушение материала), а также упругая деформация индентора. Часть глубины внедрения индентора, на протяжении которой контакт с материалом отсутствует в результате образованного в материале углубления вокруг индентора, обозначена h_s . В этой части отпечатка имеет место полная упругая деформация материала.

Одной из важных характеристик материала является соотношение его твердости к модулю нормальной упругости H/E . Известно, что величина H/E характеризует способность материала оказывать сопротивление изменению размеров и формы в процессе деформирования, она отображает сформированное на основании стандартных механических испытаний материалов представление о соотношении их упругости [6].

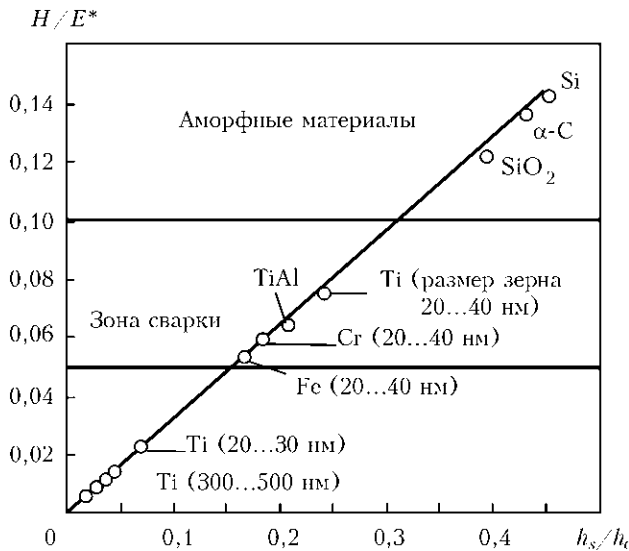


Рис. 4. Соотношение между величинами H/E^* и h_s/h_c в материалах с разным структурным состоянием

Величина H/E^* — нормированная твердость, по значению которой можно определить структурное состояние материала [6]. Для крупнокристаллических материалов данное соотношение не превышает 0,03. Мелкокристаллические (до 2...5 мкм) материалы имеют соотношение, достигающее 0,05. Для металлов в нанокристаллическом состоянии это соотношение составляет 0,06...0,10. При его значении более 0,12 материалы находятся в аморфном и аморфно-кристаллическом состоянии.

Микроиндентирование проводили на установке «Микрон-гамма» при комнатной температуре алмазной пирамидой Берковича с автоматически выполняемой нагрузкой ($P = 2$ Н) и разгрузкой на протяжении 30 с, а также записью диаграмм нагрузки, выдержки и разгрузки в координатах $P-h$. Нагрузку и разгрузку осуществляли путем электромагнитного влияния на индентор. Точность определения нагрузки P составляла $1 \cdot 10^{-3}$ Н, а глубина внедрения h индентора — $\pm 2,5$ нм. Значения характеристик P , h_{max} , h_f , h_c , H , E^* , E определяли и фиксировали автоматически с использованием соответствующих формул согласно стандарту ISO 14577-1-2002(Е).

Результаты индентирования различных зон сварного соединения приведены в таблице.

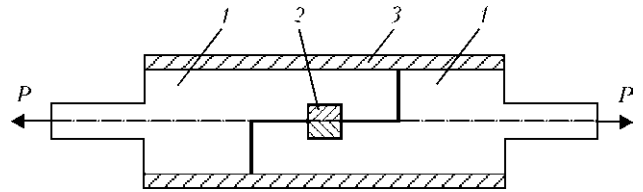


Рис. 5. Схема захватов для механических испытаний на срез сварных образцов: 1 — зажимные губки; 2 — сварные образцы; 3 — ограничительная труба

Для соединяемых материалов характерна структура зерна размером на уровне десятка микрометров и прочность в упругой зоне около 1100...1500 МПа. Соотношение H/E^* для материала НП в исходном состоянии (таблица) достигает 0,0710, что соответствует наноструктурным материалам (рис. 4). Несмотря на высокие значения твердости ($H_{IT} = 4,2$ ГПа) данный материал отличается значительной пластичностью $C_{IT} = 1,4$ %, т. е. для него характерны высокие показатели релаксации напряжений по сравнению с соединяемыми материалами, что улучшает контакт между ними.

Воздействия температуры сварки и высокого давления привели к значительным изменениям в переходном слое. Повысились его твердость и модуль упругости до значений, характерных для сплава на основе TiAl. Таким образом, установлено, что после ДСВ исходная НП преобразуется в TiAl, который находится в состоянии, близком к нанокристаллическому (см. таблицу).

Авторы работы [7] утверждают, что при уменьшении размера структурных элементов до наноразмера живучесть материала резко возрастает. В работах [8, 9] указывается также на то, что материалы, находящиеся в нанокристаллическом состоянии, характеризуются повышенными механическими свойствами: увеличивается предел прочности, микротвердость, модуль Юнга. Авторы отмечают отсутствие в нанометровых кристалликах дислокаций, а также наличие большого объема межкристаллитной фазы с атомным беспорядком, что приводит к росту предела прочности в 2,0...2,5 раза.

Из изложенного выше можно сделать вывод, что благодаря нанокристаллическому состоянию показатели механических свойств зоны соединения ВТ8 с TiAl находятся на высоком уровне.

Механические характеристики зон сварного соединения, полученные по данным автоматического индентирования

Исследуемый участок	H_{IT} , ГПа	E_{IT} , ГПа	C_{IT} , %	η_{IT} , %	H/E^*	$\epsilon_{упр}$, %	$\sigma_{упр}$, МПа
Сплав ВТ8	3,85	101	1,07	31,8	0,0399	0,124	1181
Интерметаллид TiAl	4,90	120	1,00	32,0	0,0434	0,135	1503
Зона сварки	6,40	120	0,70	35,8	0,0565	0,176	1964
Исходная нанослойная фольга Ti/Al	4,20	60	1,40	48,2	0,0710	2,192	1218

Примечание. $\epsilon_{упр}$, $\sigma_{упр}$ — соответственно упругая деформация и напряжение материала под индентором.

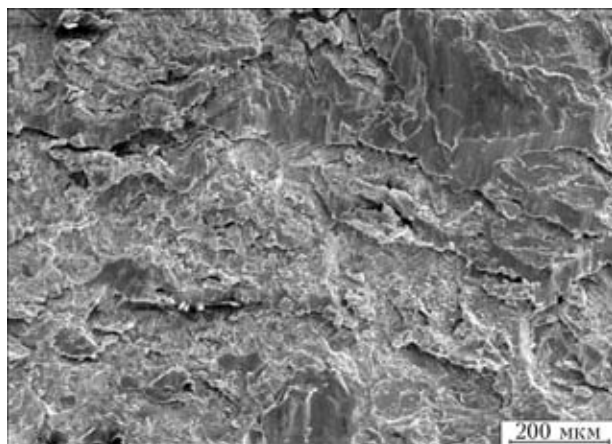


Рис. 6. Фрактографическая картина излома сварного соединения VT8+TiAl

Для оценки механических свойств сварных соединений VT8 с TiAl проводили испытания на срез. Образцы разрезали на электроэрозионной установке и доводили до размера 95×54 мм на алмазном круге, после чего разрывали с помощью специальных захватов (рис. 5).

Разрушение образцов происходило при прочности на срез $\sigma_{ср} = 6000...6500$ МПа, которая соответствует прочности основного металла. Излом имел вязкохрупкий характер (рис. 6). Анализ химического состава поверхности излома не выявил наличие ниобия. Из чего можно предположить, что разрушение произошло со стороны сплава VT8.

Таким образом, исследование зоны соединения методом микроиндентирования позволило определить, что в ходе термомодеформационного цикла сварки НП преобразуется в интерметаллид с нормированной твердостью $H/E^* = 0,0565$, характер-

ной для нанокристаллических материалов. Использование НП Ti/Al при ДСВ позволяет получать сварные соединения TiAl + НП + VT8, имеющие прочность на срез на уровне прочности основного металла.

1. Поварова К. Б., Банных О. А. Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Ч. 1 // *Материаловедение*. — 1999. — № 2. — С. 27–33.
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. 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. Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А. И. Устинов, Л. А. Олиховская, Т. В. Мельниченко и др. // *Спец. электротехнология*. — 2008. — № 2. — С. 21–28.
5. Уравнение индентирования / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский, Н. А. Мамака // *Доп. НАН України*. — 2007. — № 12. — С. 100–106.
6. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский, Н. А. Мамака // *Материаловедение*. — 2007. — № 11. — С. 26–31.
7. Мельников С. В., Пантелеев И. А. Приповерхностные слои структурных элементов нанокмозитов как важный структурный уровень деформации // *Мат. моделирование систем и процессов*. — 2003. — № 11. — С. 67–75.
8. Золотухин И. В. Нанокристаллические металлические материалы // *Соросов. образоват. журн.* — 1998. — № 1. — С. 103–106.
9. Степанов Е. И., Григорьев М. В., Курко В. И. Влияние добавок ультрадисперсного Al_2O_3 на физико-механические свойства корундовой керамики // *J. of Siberian Federal university. Eng. & Techn.* — 2008. — № 1. — P. 162–167.

Welded joints between γ -TiAl (Ti — 48 at. % Al) and alloy VT8 produced by diffusion bonding in vacuum through nanolayered interlayers of the Ti-Al systems were investigated. Analysis of strength properties of the joints was carried out by the microindentation method using the «Micron-Gamma» device, as well as by mechanical shear tests. After diffusion bonding in vacuum, the initial nanolayered interlayer was found to transform into intermetallic that is in the state close to the nanocrystalline one.

Поступила в редакцию 23.04.2009