



УДК 539.234+536.4

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В МНОГОСЛОЙНОЙ РЕАКЦИОННОЙ СИСТЕМЕ Ti/Al

Т.В. Мельниченко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины
03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Методами электронной микроскопии, рентгенофазового и дифференциального термического анализов изучены закономерности структурных и фазовых превращений при нагреве многослойной фольги Ti/Al, полученной способом электронно-лучевого осаждения из паровой фазы. Показано, что особенности формирования структуры многослойной фольги Ti/Al при послойном осаждении компонентов из паровой фазы обеспечивают объемную диффузию атомов титана в алюминий и зернограничную диффузию атомов алюминия в титан при термической обработке фольги и влияют на характер формирования ее структурно-фазового состояния. Установлено, что морфологические особенности формирования структуры фольги в условиях ее медленного нагрева определяются периодом чередования слоев и соотношением интенсивностей объемной и зернограничной диффузии. Уменьшение периода чередования слоев обеспечивает интенсивную фрагментацию слоев титана при термообработке фольги Ti/Al. Проведен анализ объемных изменений в фольге при протекании фазовых превращений. Показано, что большинство твердофазных реакций сопровождается уменьшением удельного объема фаз. Изменение объема при протекании твердофазных реакций приводит к формированию пустот в материале фольги и увеличению ее дефектности. Установлено, что формирование структурно-фазового состояния многослойной реакционной фольги при нагреве обеспечивается ее структурной самоорганизацией. Особенности формирования структуры многослойной фольги Ti/Al при нагреве будут влиять на формирование ее физических свойств и возможность практического использования. Библиогр. 21, табл. 2, ил. 7.

Ключевые слова: электронно-лучевое осаждение; многослойная фольга; титан; структура; алюминий; термическая обработка; фазовые превращения; объемный эффект; пористость

Многослойные фольги, состоящие из чередующихся слоев разнородных металлов, представляют интерес благодаря сочетанию уникальных механических и физических свойств, получить которые трудно в обычных композиционных материалах. Характерной особенностью многослойных материалов независимо от способа получения (прокатка, электролитическое осаждение, осаждение из паровой фазы, химическое газофазовое осаждение) является значительный запас внутренней энергии — избыток химической энергии и упругого напряжения слоев, свободной энергии межфазных границ [1].

Особым классом многослойных материалов являются фольги, состоящие из слоев интерметаллидообразующих компонентов, способных при нагреве реагировать в самоподдерживающемся режиме с выделением большого количества тепла [2, 3]. Характер фазовых и структурных превращений, происходящих в многослойных фольгах при нагреве, определяется их метастабильностью и наличием большого количества структурных дефектов, что обусловлено формированием таких материалов при низкой температуре [4, 5]. Скорость протекания твердофазных реакций и уровень тепловыделения в значительной степени зависят от толщины слоев

компонентов и состояния границы между слоями — наличия диффузионной зоны, структурных дефектов, прослоек интерметаллидных фаз вдоль границ слоев компонентов [6–8].

Реакционность многослойных систем может быть реализована при диффузионной сварке трудносвариваемых материалов [9–12] и низкотемпературной пайке [13–17]. Так, использование реакционной фольги в качестве источника тепловой энергии при низкотемпературной пайке обеспечивает локальный нагрев зоны соединения материалов, что позволяет свести к минимуму дополнительное температурное воздействие на их структуру и свойства.

Использование многослойной фольги в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке трудносвариваемых материалов позволяет получать неразъемные соединения с высоким уровнем прочности. В данном случае прохождение твердофазных реакций и большая объемная доля структурных границ в фольге обеспечивают интенсификацию диффузионных процессов в зоне соединения с участием компонентов свариваемых материалов. В случае, когда химический состав фольги близок к составу свариваемых материалов (например, использование многослойной фольги Ti/Al в качестве

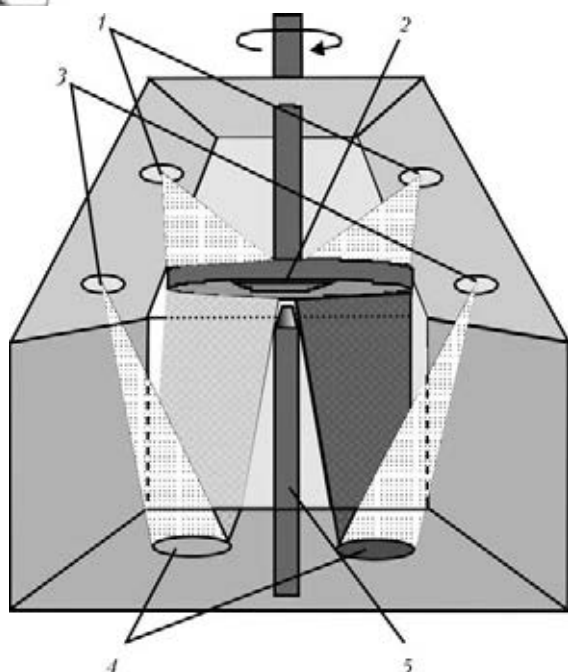


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого осаждения многослойных фольг: 1 — нагревные электронно-лучевые пушки; 2 — подложка; 3 — испарительные электронно-лучевые пушки; 4 — тигли для испарения со слитками; 5 — разделительный непроницаемый экран

промежуточной прослойки при диффузионной сварке образцов сплава на основе γ -TiAl [11]), можно получить зону соединения с микроструктурой, аналогичной микроструктуре основного сплава. Таким образом, выбору многослойной фольги с необходимыми свойствами для использования в качестве промежуточной прослойки при сварке должен предшествовать анализ особенностей фазовых превращений и формирования структуры в фольге при ее нагреве.

В данной работе проведен анализ термической стабильности, структурных и фазовых изменений, происходящих при нагреве многослойной фольги Ti/Al, полученной в процессе послойного осаждения компонентов из паровой фазы на водоохлаждаемую подложку.

Способ получения и исследования многослойных фольг. Многослойные фольги Ti/Al получали способом электронно-лучевого испарения металлов в вакууме [18] с последующим чередующимся осаждением их паровых потоков на водоохлаждаемую подложку с предварительно нанесенным на нее антиадгезионным слоем NaCl. Принципиальная схема осаждения фольг приведена на рис. 1. Испарение металлов осуществляли с помощью испарительных электронно-лучевых пушек из двух слитков, размещенных в медных водоохлаждаемых тиглях, расположенных в камере, разделенной сплошным экраном на две равные части. В верхней части камеры крепили вращающуюся водоохлаждаемую подложку, на которую производили послойное осаждение паровых потоков металлов. Толщина слоев компонентов и их соотношение (химический состав фольги) определяется скоростью вращения подложки и интенсивностью испарения слитков. Температуру подложки поддерживали такой, чтобы предотвратить диффузионное взаимодействие компонентов слоев во время осаждения.

Описанным способом получены многослойные фольги толщиной до 100 мкм состава, соответствующего интерметаллиду TiAl, с периодом чередования слоев (сумма толщин слоев титана и алюминия) 40...1000 нм. Образцы фольг размером 10×10 мм помещали между пластинами медной фольги толщиной 100 мкм (способ с разбавителем [19]) и нагревали в установке ВДТА-8 в атмосфере гелия с постоянной скоростью 50 °C/мин. Некоторые образцы отжигали при температуре 600 °C в вакууме 20 мин. Для металлографического анализа образцы фольги в исходном состоянии и после отжига готовили по стандартной методике на шлифовально-полировальном станке Abramin фирмы «Struers». Для определения структуры, химического и фазового составов фольги использовали методы сканирующей (СЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ТЭМ) (сканирующий микроскоп CamScan, оснащенный энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200, и электронный микроскоп Hitachi H-800, ускоряющее напряжение

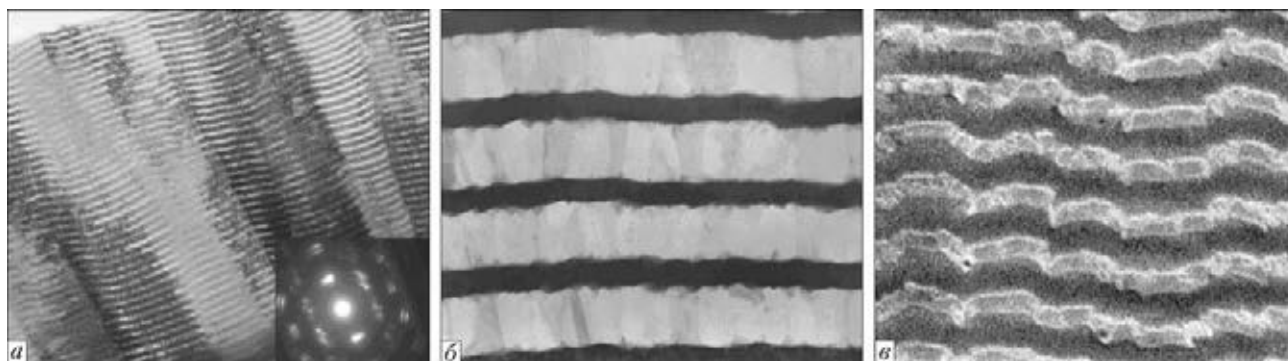


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения образцов фольги Ti/Al после осаждения: а — электронно-микроскопическое изображение (ТЭМ) и электронная микродифракция фольги с периодом чередования слоев 40 нм; б — электронно-микроскопическое изображение (ТЭМ) фольги с периодом чередования слоев 1000 нм; в — электронно-микроскопическое изображение (СЭМ) фольги с периодом чередования слоев 800 нм; а — $\times 30000$; б — $\times 10000$; в — $\times 5000$

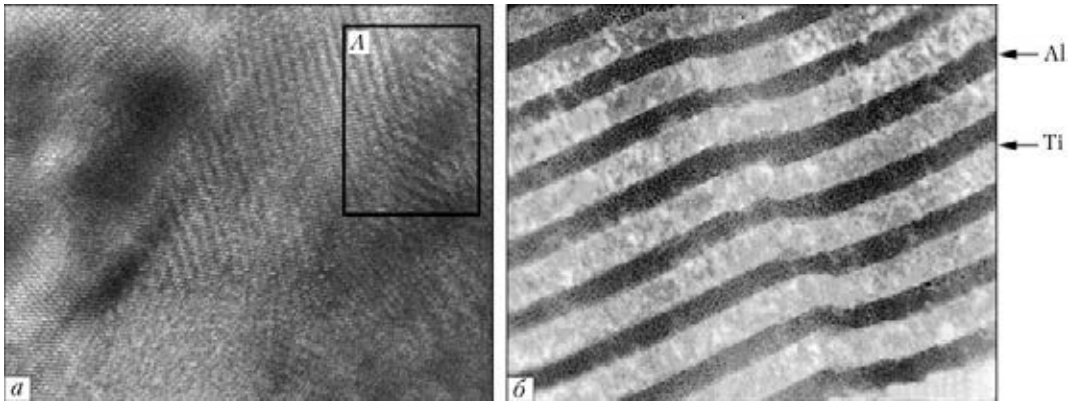


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение границы между слоями титана и алюминия в режиме высокого разрешения (а) и электронно-микроскопическое изображение (ТЭМ) в режиме светлого поля поперечного сечения образцов фольги Ti/Al с периодом чередования слоев 40 нм после осаждения (б); а — $\times 1000000$; б — $\times 200000$

200 кВ), дифракции рентгеновских лучей (ДРОН-4, излучение $\text{CuK}\alpha$).

Структура многослойной фольги после осаждения. Микроструктура поперечного сечения многослойной фольги Ti/Al показана на рис. 2, из которого видно, что фольга состоит из непрерывных чередующихся слоев компонентов и имеет столбчатую структуру (рис. 2, а). Столбчатые кристаллиты ориентированы поперек фольги, имеют толщину 1...2 мкм и длину, равную толщине фольги. Подобная столбчатая структура характерна для конденсатов, полученных путем осаждения из паровой фазы при температуре $< 0,3T_{пл}$ [5]. Столбчатые кристаллиты состоят из чередующихся слоев титана и алюминия, которые непрерывно пересекают кристаллиты фольги и состоят из зерен, размер которых соизмерим с толщиной слоя (рис. 2, б).

Хорошее кристаллографическое и размерное соответствие титана и алюминия обеспечивает когерентность сопряжения зерен в соседних слоях (рис. 3, а, А). Между компонентами слоев отсутствуют перемешивание, а на границах между слоями — признаки выделения каких-либо фаз (рис. 3, б).

Об этом также свидетельствует отсутствие отражений от интерметаллидных фаз на рентгendifрак-

ционной картине (рис. 4) и электронограмме (рис. 2, а), полученных от образцов фольги после осаждения.

Следует отметить, что столбчатые кристаллиты в фольге и зерна в слоях ориентированы в направлении, перпендикулярном поверхности фольги (рис. 2, а, б). Относительная интенсивность дифракционных линий для α -титана и алюминия свидетельствует о наличии кристаллографической текстуры слоев. Результаты текстурного рентгendifракционного анализа показали наличие текстуры аксиального типа в слоях титана и алюминия, при этом выполняется ориентационное соотношение $(001)\text{Ti} \parallel (111)\text{Al}$ (рис. 4, б), т. е. атомные плоскости алюминия и титана с плотнейшей упаковкой располагаются параллельно плоскости фольги.

Характерной особенностью многослойных фольг Ti/Al является значительная «шероховатость» поверхности слоев и наличие желобков в местах пересечения границ зерен в слоях титана с границей между слоями (рис. 2, в). Угол раскрытия таких желобков определяется отношением удельной энергии межзеренных границ в слоях к удельной энергии границы между слоями [1]. В свою очередь, энергия межзеренных границ зависит от температуры плавления материала и ориентации зерен [20] — чем выше температура плавления материала

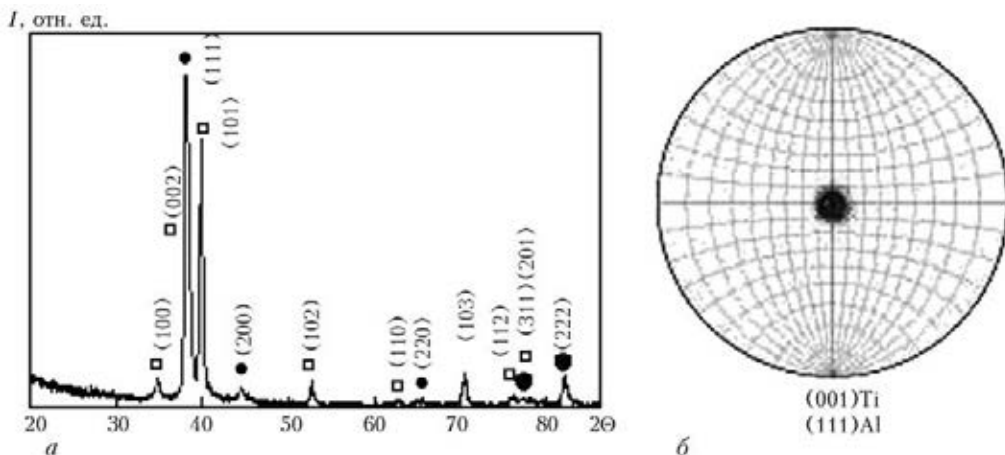


Рис. 4. Рентгendifракционная картина (а), распределение плотности полюсов (001) титана и (111) алюминия (б) для образца фольги Ti/Al после осаждения; ● — алюминий; □ — титан; I — интенсивность

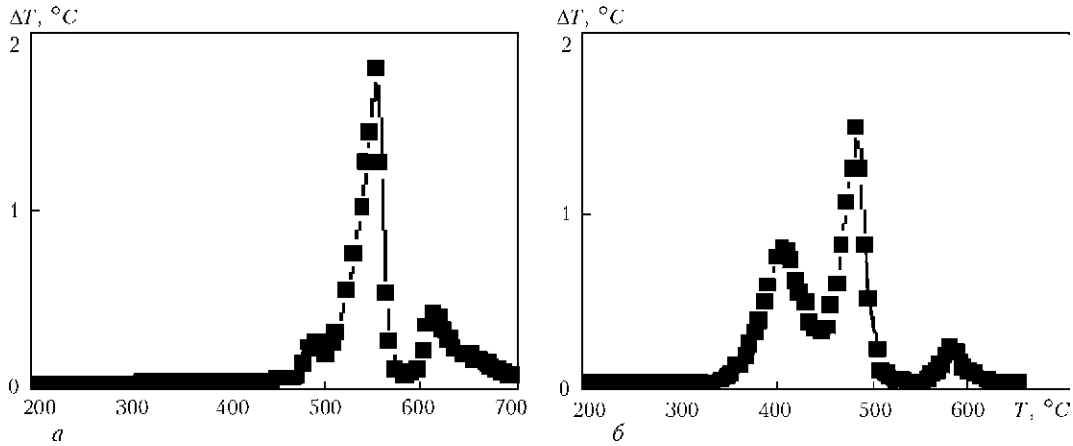


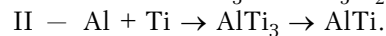
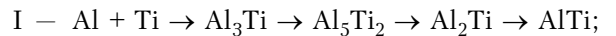
Рис. 5. Кривые ДТА, полученные при нагреве со скоростью 50 °С/мин многослойных фольг Ti/Al эквиатомного состава с периодом чередования слоев 800 (а) и 40 нм (б)

ла, тем больше свободная энергия его межзеренных границ. Можно предположить, что для многослойной фольги Ti/Al большее раскрытие желобков в области границы зерна будет происходить в слоях титана.

Формирование структуры многослойной фольги при нагреве. Нагрев многослойной фольги, состоящей из интерметаллидообразующих компонентов, приводит к активизации процессов реакционной диффузии на границе слоев и протеканию твердофазных реакций синтеза интерметаллических фаз. Согласно результатам дифференциального термического анализа образцов фольги с разным периодом чередования слоев (рис. 5) в процессе нагрева с постоянной скоростью 50 °С/мин в фольгах происходят экзотермические фазовые превращения. Температурный интервал превращений и интенсивность их протекания существенно зависят от периода чередования слоев. При уменьшении толщины слоев температура начала превращений смещается в сторону более низких значений (рис. 5, б). Подробный анализ фазовых превращений, происходящих при нагреве многослойной фольги Ti/Al, представлен в работе [21]. В табл. 1 приведен фазовый состав многослойной фольги Ti/Al, нагретой до разных температур, полученный рентгендифракционным методом.

На основании этих данных можно сделать вывод о том, что при нагреве образцов многослойной фольги Ti/Al с химическим составом, близким к эквиатомному, в интервале значений температуры

250...650 °С реализуются две схемы фазовых превращений:



Последовательность фазовых превращений не зависит от периода чередования слоев фольги. Однако формирование каждой из фаз в фольге с наноразмерным периодом чередования слоев происходит при более низких температурах, по сравнению с фольгой с субмикронными слоями, что коррелирует с данными ДТА. Кроме того, в фольге с наноразмерным периодом чередования слоев не обнаружено формирование фазы Ti_3Al . Структурные изменения многослойной фольги, подвергнутой медленному нагреву в интервале значений температуры 250...650 °С, соответствуют отмеченным последовательностям фазовых превращений. Так, при нагреве сохраняется слоистость фольги, однако уменьшается толщина слоев титана (рис. 2, в и 6, а), что свидетельствует об активизации диффузии между компонентами слоев и образовании интерметаллидов на границе раздела слоев. Кроме того, в слоях титана формируются перемычки, перпендикулярные плоскости слоев, фазовый контраст которых свидетельствует о том, что они обогащены алюминием, в отличие от материала слоя (рис. 6, а). По-видимому, обнаруженные перемычки формируются в области границ зерен в слоях титана. При уменьшении периода чередования слоев интенсивность формирования перемычек увеличивается (рис. 6, б), что является следствием увеличения количества границ зерен в слоях титана при уменьшении их толщины. Анализ структуры фольги, сформированной в условиях быстрого нагрева в режиме реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), показал, что слои в фольге с периодом чередования 40 нм фрагментированы в большей степени, чем в фольге с периодом чередования слоев 800 нм (рис. 6, в, г). Таким образом, можно утверждать, что фазовые и структурные превращения в многослойной фольге Ti/Al обусловлены двумя диффузионными процессами — объемной диффузией атомов титана в алю-

Таблица 1. Фазовый состав многослойной фольги Ti/Al после нагрева

Температура нагрева, °С	Фазовый состав
300	Al, Ti
350	Al, Ti, Al_3Ti
450	Al, Ti, Al_5Ti_2
550	Al, Ti, Al_5Ti_2 , $AlTi_3$
650	Al_2Ti , $AlTi$

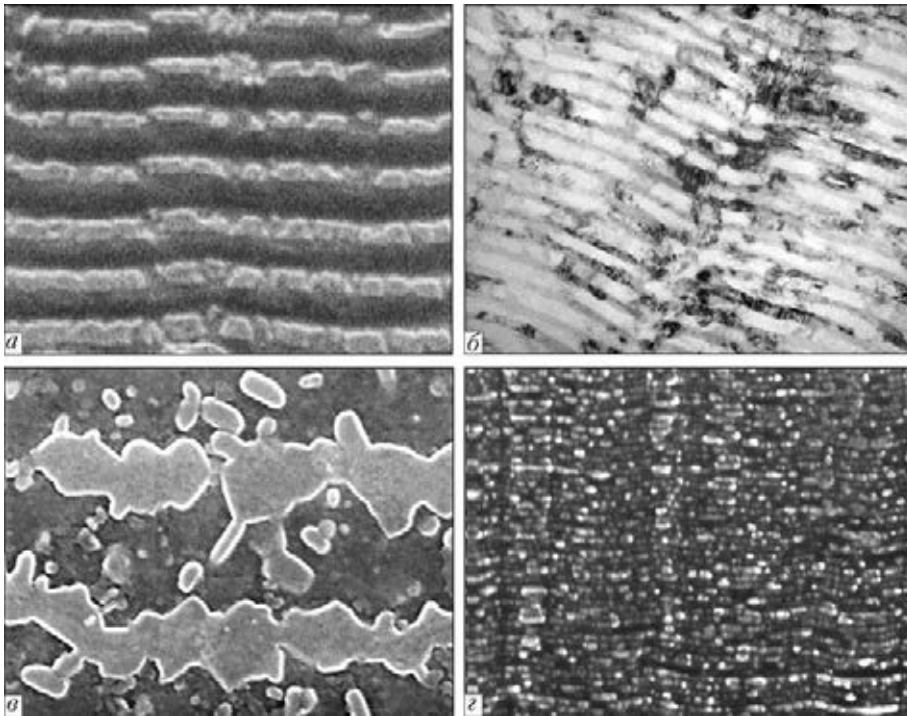
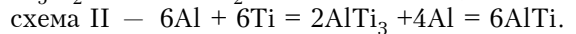
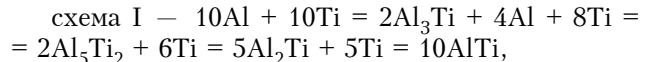


Рис. 6. Микроструктура поперечного сечения образцов фольги Ti/Al с периодом чередования слоев 800 (а, в) и 40 нм (б, з), подвергнутых медленному нагреву до 350 °С и быстрому нагреву в режиме СВС; а – ×5000; б – ×60000; в, з – ×20000

миний и зернограничной диффузией атомов алюминия в титан.

Фазовые превращения, проходящие в многослойной фольге при ее нагреве, способствуют формированию пор (рис. 7). Следует отметить, что такая особенность формирования структуры фольги может быть обусловлена в значительной степени способом ее получения из паровой фазы при температуре ниже $0,3T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления алюминия. Такие условия осаждения способствуют формированию высокой концентрации дефектов вакансионного типа как в объеме материала, так и на границах зерен. Кроме того, появлению пористости будет способствовать наличие желобков в местах пересечения границ зерен в слоях титана с границей между слоями. С другой стороны, формирование интерметаллических соединений может сопровождаться объемными изменениями материала фольги. Рассмотрим последовательность твердофазных реакций, проходящих в многослойной фольге в соответствии с двумя предложенными схемами фазовых превращений:



В табл. 2 приведен удельный объем исходных реагентов и продуктов реакции с учетом всех атомов, участвующих в процессе формирования равновесной интерметаллидной фазы TiAl. При расчете исходили из удельного объема, приходящегося на один атом компонентов, вступающих в реакцию, и продуктов реакции с учетом их кристаллической структуры при комнатной температуре. Большинство твердофазных реакций сопровождается уменьшением удельного объема фаз, что должно приводить к увеличению несплошностей в фольге. Исключение составляет только реакция образования Al_2Ti (схема I), прохождение которой сопровождается увеличением удельного объема.

Представленные результаты дают основание утверждать, что особенности формирования структуры многослойной фольги Ti/Al, полученной способом осаждения из паровой фазы, влияют на характер фазовых и структурных превращений фоль-

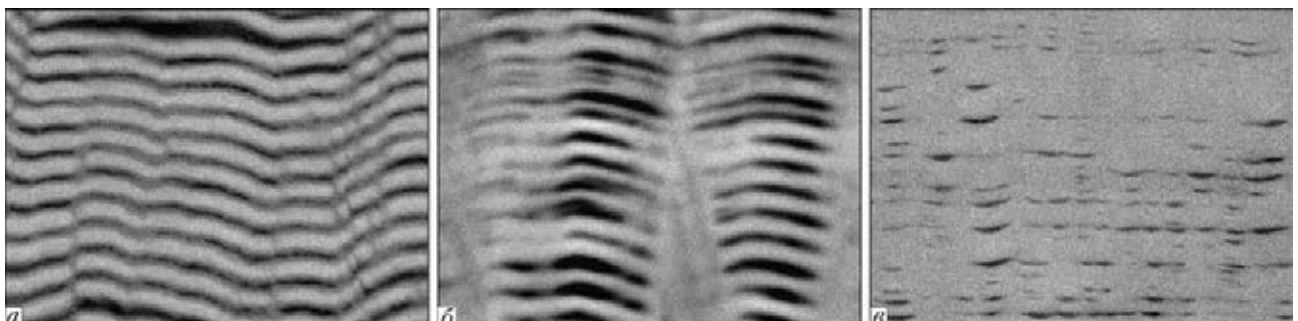


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение (×10000) поперечного сечения многослойной фольги Ti/Al с периодом чередования слоев 800 (а), 80 (б) и 40 (в) нм после нагрева до 600 °С в вакууме



Таблица 2. Удельный объем реагентов и продуктов твердофазных реакций, проходящих в многослойной фольге Ti/Al при ее нагреве

Температурный интервал, °С	Тип реакции	Удельный объем	
		исходных реагентов	продуктов реакции
300...350	$10Al + 10Ti = 2Al_3Ti + 4Al + 8Ti$ (схема I)	0,34348	0,24035
350...450	$2Al_3Ti + 4Al + 8Ti = 2Al_5Ti_2 + 6Ti$ (схема I)	0,24035	0,13824
450...550	$2Al_5Ti_2 + 6Ti = 5Al_2Ti + 5Ti$ (схема I)	0,13824	0,16855
	$6Al + 6Ti = 2AlTi_3 + 4Al$ (схема II)	0,2061	0,1
550...650	$5Al_2Ti + 5Ti = 10AlTi$ (схема I)	0,16855	0,163
	$2AlTi_3 + 4Al = 6AlTi$ (схема II)	0,1	0,0978

ги при нагреве. Вакансионная насыщенность вакуумных конденсатов способствует протеканию фазовых превращений в фольге Ti/Al при нагреве и обеспечивает их многостадийность. Дефекты структуры увеличивают диффузионную подвижность компонентов фольги, что способствует формированию интерметаллических соединений при относительно низких значениях температуры нагрева фольги. Появление желобков на поверхности слоев титана приводит к формированию пор в области границ зерен, что облегчает диффузию алюминия по границам титановых зерен и формирование интерметаллидной фазы Ti_3Al .

При уменьшении периода чередования слоев и соответствующем увеличении объемной доли границ зерен в слоях титана интенсивность фазообразования возрастает, что при нагреве фольги с наноразмерным периодом чередования слоев сопровождается фрагментацией слоев, обогащенных титаном. Большое количество пор в области границ способствует ускорению прохождения твердофазных реакций по схемам, приведенным выше. В связи с этим сложно экспериментально обнаружить признаки формирования фазы Ti_3Al в фольге с наноразмерным периодом чередования слоев при медленном нагреве. С другой стороны, положительный объемный эффект твердофазных реакций приводит к формированию пустот в материале фольги. Это проявляется в образовании продольных пор на границах между слоями (рис. 7, а), что может способствовать дальнейшему расслоению фольги и ее разрушению.

Следует отметить, что при уменьшении периода чередования слоев в фольге их интенсивная фрагментация тормозит распространение продольных несплошностей на границах между слоями, что приводит к формированию закрытой пористости в фольге (рис. 7, б, в). Таким образом, при нагреве многослойной реакционной фольги протекает процесс своеобразной структурной самоорганизации: исходная вакансионная насыщенность фольги предопределяет характер фазовых превращений, а возникающая в ходе твердофазных реакций дефектность структуры обеспечивает ускоренное их протекание. Обнаруженные особенности формирования структуры многослойной фольги Ti/Al при на-

греве будут влиять на формирование ее физических свойств и возможность практического использования.

Выводы

1. Особенности формирования структуры многослойной фольги Ti/Al при послойном осаждении компонентов из паровой фазы (вакансионная насыщенность конденсатов, значительная шероховатость поверхности слоев титана) способствуют ускорению объемной диффузии атомов титана в алюминий и зернограничной диффузии атомов алюминия в титан.

2. Морфологические особенности формирования структуры фольги в условиях ее медленного нагрева определяются периодом чередования слоев и соотношением интенсивностей объемной и зернограничной диффузии.

3. Протекание твердофазных реакций в многослойной фольге Ti/Al в условиях ее медленного нагрева приводит к увеличению дефектности фольги.

1. Lewis C., Josell D., Weihs T.P. Stability in thin film multilayers and microlaminates: the role of free energy, structure, and orientation at interfaces and grain boundaries // Scripta Materialia. — 2003. — V. 48. — P. 1079–1085.
2. Ma E., Thompson C.V., Clevenger L.A. Self-propagating explosive reactions in Al/Ni thin films // Appl. Phys. Lett. — 1990. — V. 57. — P. 1262–1264.
3. Рогачев А.С. Волны экзотермических реакций в многослойных нанопленках // Успехи химии. — 2008. — № 77. — С. 22–38.
4. Crone J.C., Knap J., Chung P.W. Role of microstructure in initiation of Ni–Al reactive multilayers // Appl. Phys. Lett. — 2011. — V. 98. — P. 1–3.
5. Мовчан Б.А., Демчишин А.В. Исследование структуры и свойств толстых вакуумных конденсатов никеля, титана, вольфрама, окиси алюминия и двуокиси циркония // Физика металлов и металловедение. — 1969. — 28, № 4. — С. 653–660.
6. Gavens A.J., Heerden D.V., Mann A.B. Effect of intermixing on self-propagating exothermic reactions in Al/Ni nanolaminate foils // J. Appl. Phys. — 2000. — V. 87. — P. 1255–1263.
7. Adams D.P., Hodges V.C., Bai M.M. Exothermic reactions in Co/Al nanolaminates // Ibid. — 2008. — V. 104. — P. 043502(1-7).
8. Adams D.P., Rodriguez M.A., McDonald J.P. Reactive Ni/Ti nanolaminates // Ibid. — 2009. — V. 106. — P. 093505(1-8).
9. Duarte L.I., Viana F., Ramos A.S. Diffusion bonding of gamma-TiAl using modified Ti/Al nanolayers // J. of Alloys and Compounds. — 2012. — V. 536. — P. 424–427.
10. Ищенко А.Я., Фальченко Ю.В., Устинов А.И. Диффузионная сварка композитов $AMr_5 + 27\% Al_2O_3$ с приме-



- нением нанослойной фольги Ni/Al // Автомат. сварка. — 2007. — № 7. — С. 5–9.
11. *Ustinov A.I., Falchenko Yu.V., Ishchenko A.Ya.* Diffusion welding of γ -TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system // Intermetallics. — 2008. — **16**, № 8. — P. 1043–1045.
 12. *Cao J., Feng J.C., Li Z.R.* Microstructure and fracture properties of reaction-assisted diffusion bonding of TiAl intermetallic with Al/Ni multilayer foils // J. of Alloys and Compounds. — 2008. — V. 466. — P. 363–367.
 13. *Wang J., Besnoin E., Duckam A.* Room-temperature soldering with nanostructured foils // Appl. Phys. Lett. — 2003. — **83**, № 19. — P. 3987–3989.
 14. *Swiston Jr.A.J., Hufnagel T.C., Weihs T.P.* Joining bulk metallic glass using reactive multilayer foils // Scripta Mater. — 2003. — **48**, № 12. — P. 1575–1580.
 15. *Duckam A., Spey S.J., Wang J.* Reactive nanostructured foil used as a heat source for joining titanium // J. Appl. Phys. — 2004. — V. 6. — P. 2336(1-7).
 16. *Wang J.J., Besnoin E., Duckham A.* Joining of stainless-steel specimens with nanostructured Al/Ni foils // Ibid. — 2004. — **95**, №1. — P. 248–256.
 17. *Tong M.S., Sturgess D., Tu K.N.* Solder joints fabricated by explosively reacting nanolayers // Appl. Phys. Lett. — 2008. — **92**, № 14. — P. 144101(1-3).
 18. *Paton B.E., Movchan B.A.* Composite materials deposited from the vapour phase in vacuum // Soviet technology reviews. Section C, Welding and surfacing reviews. — 1991. — V. 2. — P. 43–64.
 19. *Шишкин А.Е., Шишкин Е.А., Устинов А.И.* Термический анализ микрослойных присадок на основе интерметаллидообразующих элементов // Автомат. сварка. — 2007. — № 12. — С. 30–34.
 20. *Murr L.E.* Interfacial phenomena in materials and alloys. — Massachusetts: Addison-Wesley; 1975. — 376 p.
 21. *Устинов А.И., Олиховская Л.А., Мельниченко Т.В.* Твердофазные реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных способом электронно-лучевого осаждения // Современ. электрометаллургия. — 2008. — № 2. — С. 19–26.

Using the methods of electron microscopy, X-ray-phase and differential thermal analysis the regularities of structural and phase transformations were studied in heating of multilayer foil Ti/Al, produced by the method of electron beam deposition from vapor phase. It was shown that peculiarities of formation of structure of multilayer foil Ti/Al at layer-by-layer deposition of components from vapor phase provide the volume diffusion of titanium atoms into aluminium and grain-boundary diffusion of aluminium atoms into titanium at heat treatment of foil and influence the nature of formation of its structural-phase state. It was found that morphological features of formation of foil structure under conditions of its slow heating are defined by a period of layers alternation and ratio of intensities of volume and grain-boundary diffusion. The decrease in period of layers alternation provides intensive fragmentation of titanium layers at heat treatment of foil Ti/Al. Analysis of volume changes in foil during proceeding of phase transformation was carried out. It was shown that most solid-phase reactions are accompanied by decrease in specific volume of phases. The change of volume during proceeding of solid-phase reactions leads to the formation of voids in foil material and increase in its defectiveness. It was found that formation of structural-phase state of multilayer reaction foil during heating is provided by its self-organizing. Peculiarities of formation of structure of multilayer foil Ti/Al during heating will influence the formation of its physical properties and possibility of practical application. Ref. 21, Tables 2, Figs. 7.

Key words: *electron beam deposition; multilayer foil; titanium; structure; aluminium; heat treatment; phase transformations; volume effect; porosity*

Поступила 01.04.2013



НКМЗ удостоен диплома главной выставки Узбекистана

Новокраматорский машиностроительный завод (г. Краматорск Донецкой обл.) принял участие в V международном промышленном форуме «Uzbekistan Industrial Forum-2013», проходившем в Ташкенте.

По результатам работы форума НКМЗ награжден дипломом «За поставку инновационного оборудования высокого качества для предприятий горно-металлургического комплекса Узбекистана», сообщает пресс-служба завода.

Комплекс ЦПТ-Руда особо заинтересовал посетителей экспомодуля НКМЗ. Положительные отзывы о продукции НКМЗ высказали российский и белорусский послы в Узбекистане. Украинский посол Юрий Савченко пообещал всемерное содействие ее продвижению на рынке Республики Узбекистан. По результатам работы форума НКМЗ награжден дипломом «За поставку инновационного оборудования

Пресс-служба НКМЗ
<http://www.nkmz.com>