



УДК 539.234+536.4

# ВЛИЯНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ МНОГОСЛОЙНЫХ РЕАКЦИОННЫХ ФОЛЬГ Al/Ti И Al/Ni НА ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НАГРЕВЕ

Т. В. Мельниченко

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

Способом сканирующей электронной микроскопии изучены закономерности формирования структуры многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni, полученных с использованием электронно-лучевого осаждения из паровой фазы, в исходном состоянии и после нагрева с разной скоростью. Показано, что шероховатость границ раздела между слоями фольги определяется соотношением энергии границы зерна и свободной поверхностной энергии соответствующего компонента. Установлено, что особенности формирования структуры фольг Al/Ti и Al/Ni после осаждения обеспечивают различный характер фазовых превращений (двух- и одноканальный), влияют на формирование структуры фольг при нагреве. Проведен сравнительный анализ особенностей формирования структуры в фольгах Al/Ti и Al/Ni в процессе фазовых превращений, инициированных нагревом с учетом шероховатости поверхности слоев, взаимной диффузии компонентов фольги и объемных изменений, вызванных образованием интерметаллидных соединений. Показано, что в фольге Al/Ti в процессе твердофазных реакций формируется структура с более высокой степенью пористости, чем в фольге Al/Ni, что влияет на характер прохождения реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза реакции. Особенности структурообразования многослойной реакционной фольги при нагреве будут определять выбор состава промежуточной фольги при диффузионной сварке материалов. Библиогр. 21, табл. 3, ил. 9.

**Ключевые слова:** электронно-лучевое осаждение; многослойная фольга; титан; алюминий; никель; нагрев; структура; фазовые превращения; объемный эффект; пористость

Многослойные фольги, состоящие из слоев интерметаллидообразующих компонентов, представляют интерес с точки зрения использования их в качестве функциональных материалов. Фазовые и структурные изменения, происходящие в таких фольгах при нагреве, влияют на формирование их физических и термомеханических свойств. Так, твердофазные реакции в многослойной фольге при ее нагреве сопровождаются значительным тепловыделением [1, 2], а особенности структурообразования фольги влияют на ее физические свойства, например возникновение сверхпластичности при относительно низких температурах [3, 4].

Реакционные свойства многослойной фольги используют при соединении материалов способами пайки и сварки. Локальное повышение температуры в зоне соединения не приводит к деградации свойств компонентов электронных систем при их сборке [5, 6]. Известно использование многослойных фольг в качестве промежуточной прослойки при диффузионной сварке трудносвариваемых (интерметаллиды, жаропрочные сплавы, композиты) и разнородных материалов [7–10]. Авторы данных работ показывают, что промежуточная многослойная фольга способствует ускорению диффу-

зионных процессов в области стыка, что снижает тепловложение в процессе сварки.

Свойства многослойной фольги определяются ее химическим составом, толщиной слоев компонентов [11–13] и способом получения [2]. Существуют несколько способов изготовления многослойных реакционных фольг: магнетронное напыление, вакуумное осаждение, многократная прокатка. Многослойные фольги, полученные разными способами, имеют различные характеристики (наличие примесей, текстура, дефектность фольги, состояние границы между слоями и др.), которые влияют на их свойства и поведение при нагреве. С другой стороны, химический состав фольги предопределяет характер протекания твердофазных реакций в фольге при нагреве [12, 14].

В случае использования многослойной фольги в качестве промежуточной при соединении материалов ее теплофизические свойства, особенности фазовых и структурных превращений будут влиять на физико-химические процессы в области соединения: взаимную диффузию компонентов, появление жидкой фазы, создание физического контакта, формирование структурных дефектов. Наличие данных об условиях формирования структуры и свойств промежуточной многослойной фольги в исходном

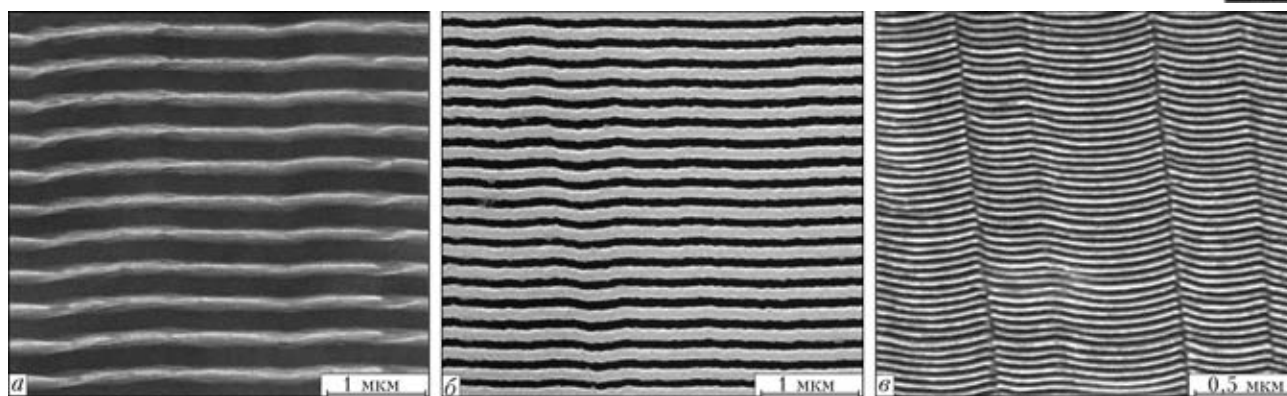


Рис. 1. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги с периодом чередования слоев, нм: *a* – Al/Ti 300; *б* – Al/Ni 240; *в* – Al/Ti 60

состоянии и при нагреве позволит прогнозировать ее влияние на формирование конкретных соединений материалов. В работе проанализированы закономерности формирования структурных характеристик многослойных реакционных фольг Al/Ti и Al/Ni, полученных способом электронно-лучевого осаждения в вакууме.

**Способы получения и исследования многослойных фольг.** Многослойные реакционные фольги Al/Ni и Al/Ti толщиной 30...50 мкм, с периодом чередования слоев (сумма толщин слоев компонентов фольги) 40...800 нм и химическим составом, близким к таковому интерметаллидов AlTi и AlNi, получали способом электронно-лучевого испарения металлов в вакууме с последующим чередующимся осаждением их паровых потоков на водоохлаждаемую подложку. Для легкого отделения фольги на подложку предварительно наносили антиадгезионный слой NaCl. Способ получения фольг подробно описан в работе [15]. Период чередования слоев компонентов (сумма толщин двух слоев) и химический состав фольги (соответствует соотношению толщин слоев) определяется скоростью вращения подложки и интенсивностью испарения слитков. Температуру подложки поддерживали такой, чтобы предотвратить диффузионное взаимодействие компонентов слоев во время осаждения. Образцы для проведения металлографического анализа готовили по стандартной методике на шлифовально-полировальном станке Abramin фирмы «Struers».

Для выявления структуры фольги проводили соответствующее избирательное травление образцов. Структуру и химический состав фольги после осаждения и нагрева анализировали с использованием сканирующей электронной микроскопии (сканирующий микроскоп CamScan, оснащенный энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200).

**Структура многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni после осаждения.** Многослойные фольги Al/Ti и Al/Ni, полученные способом электронно-лучевого осаждения, состоят из непрерывно чередующихся слоев компонентов с четкими границами между слоями (рис. 1, *a*, *б*). Характерной особенностью структуры многослойных фольг является формирование столбчатых кристаллитов, ориентированных вдоль парового потока и имеющих длину, равную толщине фольги (рис. 1, *в*). Формирование такой столбчатой структуры характерно для конденсатов, осажденных из паровой фазы при температуре менее  $0,3T_{пл}$ . Кристаллиты состоят из чередующихся слоев компонентов фольги, непрерывно пересекающих их границы. Слои состоят из зерен, соизмеримых с толщиной слоев и вытянутых в направлении, перпендикулярном плоскости слоев. Такой ориентированный рост структурных составляющих фольги обеспечивает формирование в ней кристаллографической текстуры. Так, согласно результатам текстурного рентгендифракционного анализа, при формировании многослойной фольги Al/Ti выполняется ориента-

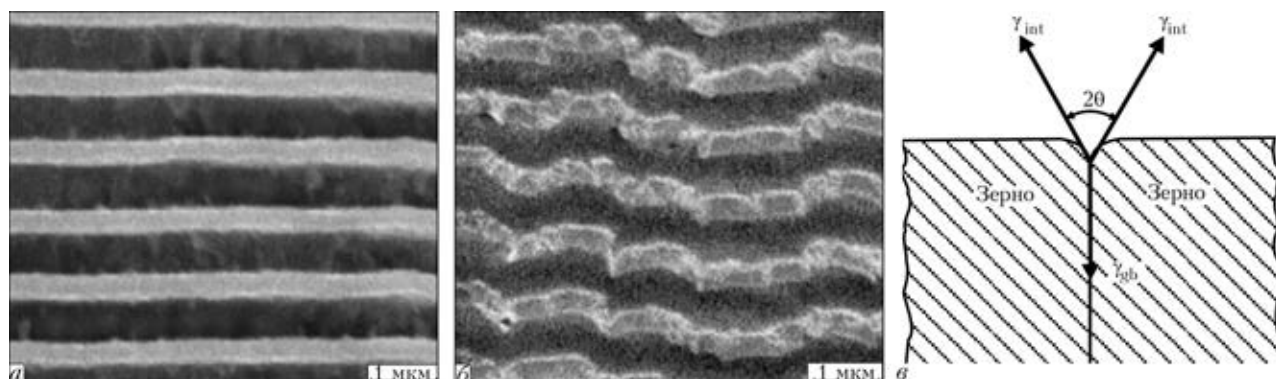


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги: *a* – Al/Ni с периодом чередования слоев 800 нм; *б* – Al/Ti с периодом чередования слоев 800 нм; *в* – схема формирования желобка в области пересечения границы зерна с поверхностью слоя



**Таблица 1.** Свободная энергия границы зерна  $\gamma_{gb}$  и поверхностная свободная энергия компонентов многослойных фольг  $\gamma_{int}$

Компонент многослойных фольг	$T_{пл}, ^\circ\text{C}$	$\gamma_{gb}, \text{Дж}/\text{м}^2$	$\gamma_{int}, \text{Дж}/\text{м}^2$	$\gamma_{gb}/\gamma_{int}$
Al	660	0,324 [18]	1,27 [20]	0,255
Ni	1453	0,865 [18]	2,63 [20]	0,329
Ti	1668	1,1 [19]	1,95 [20]	0,564

ционное соотношение (001)Ti|| $(111)$ Al, а фольги Al/Ni –  $(111)$ Ni|| $(111)$ Al.

Характерной особенностью структуры многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni является шероховатость границы между слоями компонентов. Это связано с формированием так называемых желобков в местах пересечения границы между слоями с границами зерен в слоях и столбчатых кристаллитов. Поскольку многослойные фольги получены при низкой температуре осаждения, что обеспечивает химическую стабильность слоев и отсутствие напряжений в фольге, шероховатость слоев в значительной степени определяется соотношением свободной энергии поверхностной и границ зерен [16, 17] и отличается для разных компонентов. Так, наибольшая шероховатость зафиксирована в многослойной фольге Al/Ti в слоях титана. Это хорошо видно при сравнительном анализе микроструктуры фольг с субмикронным периодом чередования слоев (рис. 2, а, б).

При формировании многослойной фольги, в которой отсутствует взаимодействие на границе между слоями компонентов, в месте пересечения границы зерна с границей между слоями формируется желобок с равновесным углом раскрытия (рис. 2, в), который определяется соотношением свободной энергии границы зерна  $\gamma_{gb}$  и поверхностной свободной энергии  $\gamma_{int}$  согласно формуле  $2 \cos \theta = \gamma_{gb}/\gamma_{int}$ .

С увеличением отношения  $\gamma_{gb}/\gamma_{int}$  желобок углубляется, и шероховатость поверхности слоя возрастает. В поликристаллических многослойных системах значение величины  $\gamma_{gb}/\gamma_{int}$  для слоя зависит от его состава и ориентации. Проведена оценка значения  $\gamma_{gb}/\gamma_{int}$  для разных слоев систем Al/Ti и Al/Ni с учетом кристаллографической ориентации структурных составляющих многослойной фольги (табл. 1).

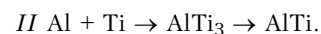
**Таблица 2.** Фазовый состав многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni после нагрева

Температура, $^\circ\text{C}$	Фазовый состав	Температура, $^\circ\text{C}$	Фазовый состав
Al/Ti		Al/Ni	
300	Al, Ti	270...400	Al, Ni, Al <sub>3</sub> Ni
350	Al, Ti, Al <sub>3</sub> Ti	450	Ni, Al <sub>3</sub> Ni, Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>
450	Al, Ti, Al <sub>5</sub> Ti <sub>2</sub>	500	Ni, Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> , AlNi
550	Al, Ti, Al <sub>5</sub> Ti <sub>2</sub> , AlTi <sub>3</sub>	550	Ni, AlNi
650	Al <sub>2</sub> Ti, AlTi	600	AlNi

Максимальное значение  $\gamma_{gb}/\gamma_{int}$  отмечено для слоев титана, что обеспечивает им наибольшую шероховатость. Можно предположить, что различная шероховатость слоев титана и никеля в многослойных фольгах Al/Ti и Al/Ni будет оказывать влияние на формирование структуры фольг при нагреве.

**Формирование структуры многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni при нагреве.** Многослойные фольги Al/Ti и Al/Ni соответствующего интерметаллидам состава TiAl и NiAl с периодом чередования слоев 80...800 нм нагревали до 600  $^\circ\text{C}$  со скоростью 50  $^\circ\text{C}/\text{мин}$ . В работах [12, 21] показано, что при нагреве многослойных фольг, компоненты которых составляют реакционную систему, в них происходят твердофазные реакции с образованием различных интерметаллических соединений в соответствии с диаграммой состояния.

На основании полученных результатов сделан вывод о том, что при нагреве фольги Al/Ti эквиатомного состава в интервале значений температуры 250...650  $^\circ\text{C}$  реализуются две схемы фазовых превращений:



Фазовый состав фольги при разных температурах приведен в табл. 2.

Следует отметить, что последовательность фазовых превращений в фольге Al/Ti не зависит от периода чередования слоев. При нагреве многослойной фольги Al/Ni эквиатомного состава последовательность фазовых превращений следующая:

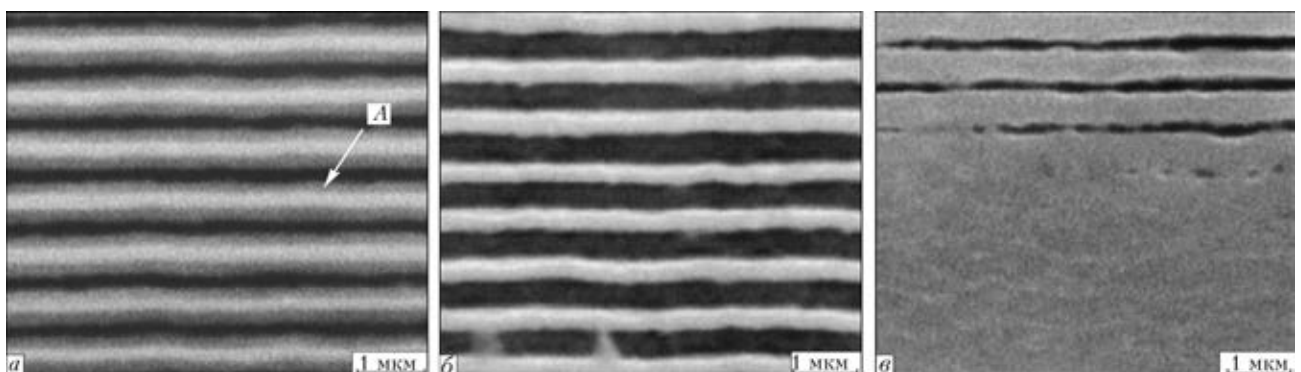


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги Al/Ni с периодом чередования слоев 800 нм, нагретой до 400 (а), 450 (б), 550  $^\circ\text{C}$  (в); А – прослойка интерметаллида Al<sub>3</sub>Ni

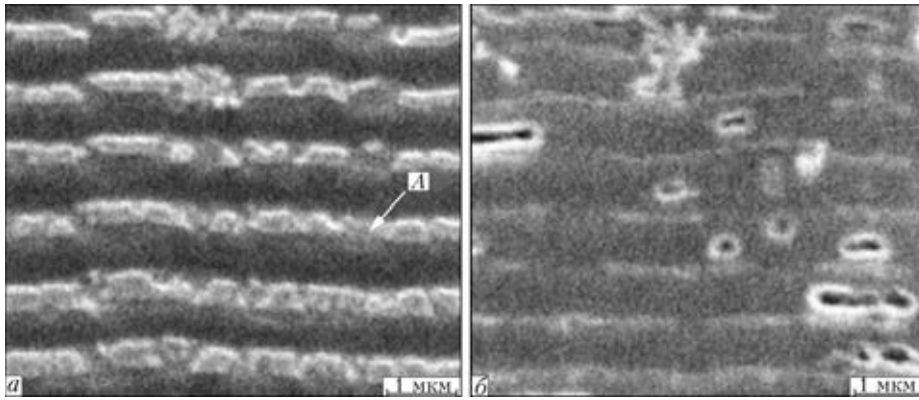
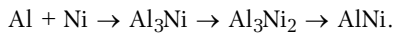


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойной фольги Al/Ti с периодом чередования слоев 800 нм, нагретой до температуры 400 (а), 600 °С (б); А – область формирования интерметаллида AlTi<sub>3</sub>



Разный характер фазовый превращений в многослойных фольгах Al/Ti и Al/Ni (двух- и одноканальный) и особенности структуры фольг после осаждения определяют формирование структуры фольг при нагреве. На рис. 3 показана микроструктура фольги Al/Ni с периодом чередования слоев 800 нм, отожженной при температуре 350...600 °С. Видно, что при нагреве фольги Al/Ni происходит промежуточное формирование интерметаллидных фаз: толщина слоев никеля и алюминия уменьшается, между ними формируется прослойка Al<sub>3</sub>Ni (рис. 3, а). Дальнейший нагрев фольги сопровождается взаимной диффузией компонентов фольги, что приводит к формированию в фольге слоев на основе интерметаллидных фаз (рис. 3, б) с последующим образованием интерметаллида AlNi при температуре 550...600 °С (рис. 3, в).

При нагреве многослойной фольги Al/Ti с периодом чередования слоев 800 нм (рис. 4) две схемы фазовых превращений структурно реализуются в утонении слоев титана за счет формирования промежуточных интерметаллидных фаз и перемычек в слоях титана, перпендикулярных границе между слоями (рис. 4, а, А). Фазовый контраст перемычек свидетельствует о том, что они обогащены алюминием и формируются в области границ зерен в слоях титана. Можно предположить, что значительная де-

фектность границ зерен в слоях титана, обусловленная наличием желобков, способствует диффузии алюминия в область титановых границ и последующему формированию интерметаллида AlTi<sub>3</sub>. Образование перемычек приводит к фрагментации слоев титана (рис. 4, а), которая усиливается с уменьшением толщины слоев до наноразмерного масштаба [14].

Особенностью структурообразования фольги Al/Ti при нагреве является формирование большого количества пор (рис. 4, б). Формированию пор при нагреве фольги Ti/Al способствуют следующие факторы [14]:

- высокая вакансионная насыщенность фольги, обусловленная осаждением вакуумного конденсата при температуре менее 0,3T<sub>пл</sub>;

- наличие несплошностей материала в области «желобков» на границах титановых слоев;

- объемные изменения в материале фольги при прохождении фазовых превращений в процессе нагрева.

Выполнена сравнительная оценка последнего фактора при нагреве многослойных фольг Al/Ti и Al/Ni в соответствии с приведенными фазовыми превращениями в области значений температуры 250...600 °С. Для этого рассчитывали удельный объем исходных реагентов и продуктов твердофазных реакций с учетом всех атомов, участвующих в процессе формирования равновесных интерметаллидных фаз AlTi и AlNi. При расчете исходили из

Температура, °С	Тип реакции	Удельный объем V		
		Исходные реагенты	Продукты реакции	ΔV
<b>Al/Ti</b>				
300...350	10Al + 10Ti = 2Al <sub>3</sub> Ti + 4Al + 8Ti (схема I)	0,34348	0,24035	-0,10313
350...450	2Al <sub>3</sub> Ti + 4Al + 8Ti = 2Al <sub>5</sub> Ti <sub>2</sub> + 6Ti (схема I)	0,24035	0,13824	-0,102
450...550	2Al <sub>5</sub> Ti <sub>2</sub> + 6Ti = 5Al <sub>2</sub> Ti + 5Ti (схема I)	0,13824	0,16855	0,03031
	6Al + 6Ti = 2AlTi <sub>3</sub> + 4Al (схема II)	0,2061	0,1	-0,1061
550...650	5Al <sub>2</sub> Ti + 5Ti = 10AlTi (схема I)	0,16855	0,163	-0,0056
	2AlTi <sub>3</sub> + 4Al = 6AlTi (схема II)	0,1	0,0978	-0,0022
<b>Al/Ni</b>				
270...400	6Al + 6Ni = 3Al + 5Ni + Al <sub>3</sub> Ni	0,165	0,119	-0,046
400...450	3Al + 5Ni + Al <sub>3</sub> Ni = 3Ni + Al <sub>3</sub> Ni + Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub>	0,119	0,061	-0,058
450...500	3Ni + Al <sub>3</sub> Ni + Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> = Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> + Ni + 3AlNi	0,061	0,061	0
500...550	Al <sub>3</sub> Ni <sub>2</sub> + Ni + 3AlNi = 6AlNi	0,061	0,072	0,011

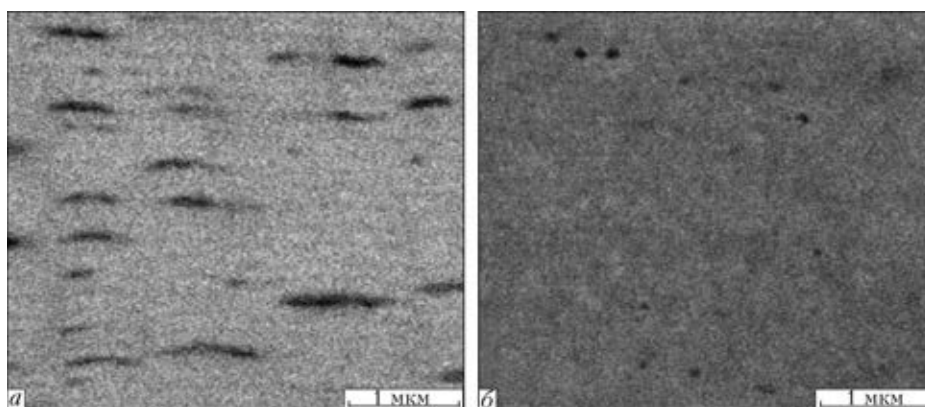


Рис. 5. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения многослойных фольг Al/Ti (а) и Al/Ni (б) с периодом чередования слоев 150 нм после нагрева до 600 °С в вакууме



Рис. 6. Схема реализации реакции СВС в многослойной реакционной фольге: 1 — после прохождения реакции; 2 — фронта реакции; 3 — непрореагировавшая или частично прореагировавшая фольга

удельного объема, приходящегося на один атом компонентов, вступающих в реакцию, и продуктов реакции с учетом их кристаллической структуры при комнатной температуре. Результаты расчетов даны в табл. 3 ( $\Delta V$  — разница удельных объемов исходных реагентов и продуктов реакций на каждой стадии фазовых превращений, знак «-» показывает, что реакция проходит с уменьшением объема материала).

Твердофазные реакции при нагреве фольг Al/Ti и Al/Ni сопровождаются объемными изменениями в материале. Сравнительный анализ полученных данных свидетельствует о том, что уменьшение объема материала при протекании фазовых превращений более значительно для фольги Al/Ti. Поскольку дефектность фольги Al/Ni после осаждения меньше благодаря отсутствию желобков, следует ожидать, что пористость фольги должна быть небольшой.

На рис. 5 приведены электронно-микроскопические изображения поперечного сечения фольг Al/Ti и Al/Ni с периодом чередования слоев

150 нм, нагретых до температуры 600 °С и с выдержкой 30 мин без выполнения избирательного травления. Объемная доля пор в фольге Al/Ti намного больше, чем в фольге Al/Ni.

Быстрый нагрев реакционных фольг Al/Ti и Al/Ni состава, близкого к эквимолярному, проводили в режиме реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Для изучения структуры фольги на фронте реакции СВС образцы фольги в виде полоски нагревали и в момент прохождения в них реакции СВС проводили закалку в воду.

На рис. 6 показана схема реализации реакции СВС в многослойной фольге. После прохождения реакции в фольге условно можно выделить три области (рис. 6).

На рис. 7 и 8 показано электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения фольг Al/Ni и Al/Ti с субмикронным (250...350 нм) периодом чередования слоев после прохождения в них реакции СВС в разных областях относительно фронта реакции. Формирование структуры фольг Al/Ni и Al/Ti в области фронта реакции СВС различно. При прохождении реакции в фольге Al/Ni линия фронта реакции (линия В на рис. 7) четко выражена и отделяет слоистую область фольги от монолитной области продукта реакции — интерметаллида AlNi.

В фольге Al/Ti характер прохождения реакции качественно отличается: нет четкой линии фронта, структура в области фронта реакции монотонно из-



Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения многослойной фольги Al/Ni после прохождения реакции СВС, остановленной закалкой фольги в воду; поз. 1–3 см. на рис. 6

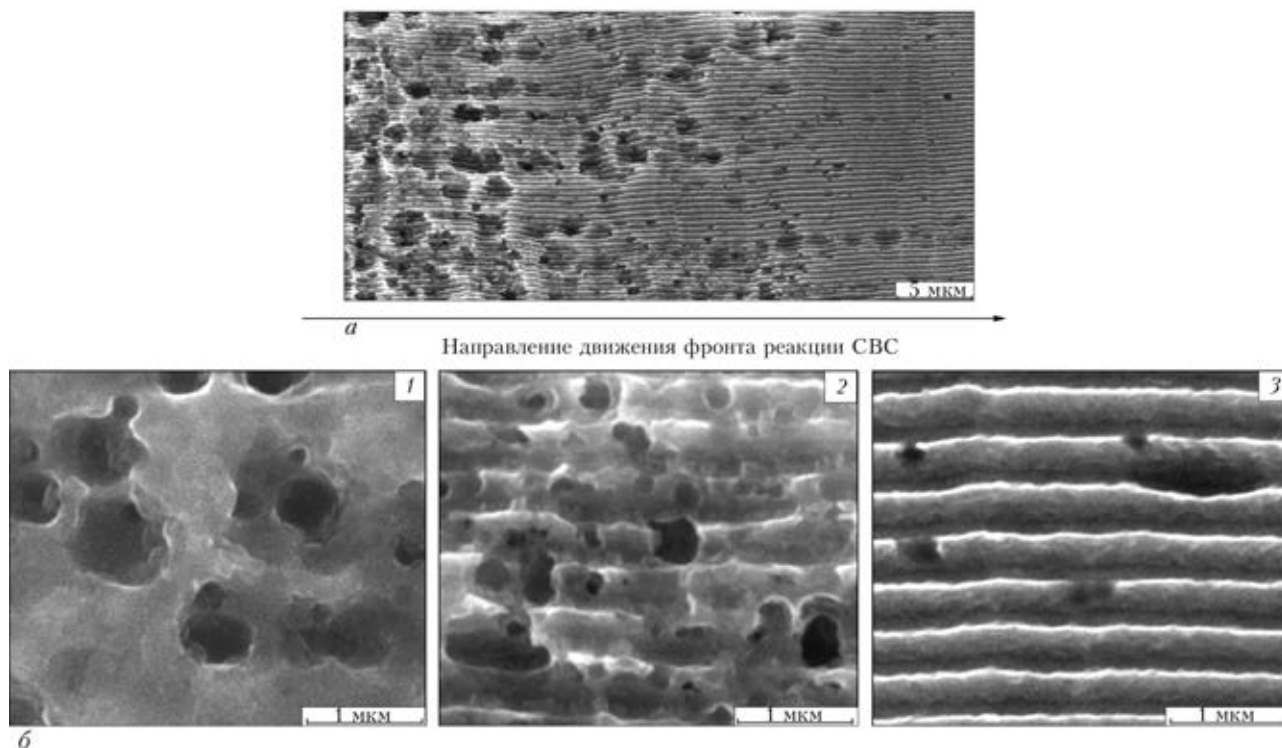


Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение структуры поперечного сечения многослойной фольги Al/Ti после прохождения реакции СВС, остановленной закалкой фольги в воду: а – в области фронта реакции; б – в участках образца; поз. 1–3 см. на рис. 6

меняется от слоистой к однородной (рис. 8, а). Особенностью структурообразования при прохождении реакции СВС в реакционной фольге Al/Ti является формирование большого количества пор как на разных стадиях реакции, так и в конечном продукте – интерметаллиде (рис. 8, б).

Особенно хорошо это отмечено на электронно-микроскопическом изображении поперечного сечения фольги после прохождения реакции СВС в неравленном виде (рис. 9).

Полученные экспериментальные результаты позволяют определить закономерности поведения многослойной реакционной фольги при нагреве. Так, химический состав многослойной фольги влияет на формирование ее структуры при осаждении из паровой фазы. Это определяет закономерности фазовых превращений и структурообразования при нагреве. Шероховатость поверхности слоев фольги Al/Ti обеспечивает двухканальный характер фазовых превращений, при котором диффузия компонентов осуществляется латерально как вдоль границы слоев, так и по границам зерен слоя с наибольшей шероховатостью поверхности.

Формирование интерметаллидных фаз на границах зерен слоя титана в многослойной фольге Al/Ti приводит к фрагментации слоев. Гладкая поверхность слоев, как в случае фольги Al/Ni, обеспечивает одноканальный характер фазовых превращений и латеральное формирование интерметаллидных фаз между слоями компонентов фольги. С другой стороны, вакансионная насыщенность многослойных фольг, полученных путем осаждения паровой фазы при температуре менее  $0,3T_{пл}$ , и образование пустот в материале в результате уменьшения объема фаз при их превращениях, способствует формированию пористости в фольге при нагреве.

Пустоты, формирующиеся в области «желобков», будут увеличивать объемную долю пор.

Показано, что при нагреве в фольге Al/Ti формируется значительно большая пористость, по сравнению с фольгой Al/Ni, поскольку шероховатость слоев в фольге Al/Ni мала, а фазовые превращения сопровождаются меньшим объемным эффектом.

Различный характер структурообразования фольг Al/Ti и Al/Ni сказывается на прохождении в них реакции СВС. Очевидно, что латеральное формирование интерметаллидных фаз и малая пористость в фольге Al/Ni способствуют выраженному фронту реакции и формированию монолитного интерметаллидного материала.

Двухканальный характер фазовых превращений и большое количество пор в фольге Al/Ti при-

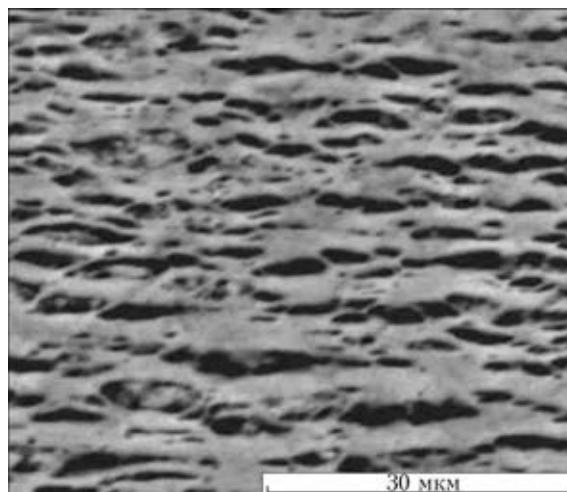


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения фольги Ti/Al после прохождения в ней реакции СВС



водит к растянутому фронту реакции и формированию высокопористого интерметаллида. Вследствие отмеченных особенностей структурообразования скорость прохождения реакции СВС и реакционная способность в многослойной фольге Al/Ni значительно больше, чем в фольге Al/Ti. С другой стороны, появление пористости приводит к сверхпластической деформации фольги Al/Ti при термомеханическом нагружении [4].

Отмеченные особенности формирования структуры многослойных фольг при нагреве будут определять возможности их практического использования в качестве функциональных материалов, например в случае использования в качестве промежуточной прослойки при соединении способом прессования давления материалов. При этом выбор химического состава фольги должен основываться на корреляционных зависимостях между параметрами процесса соединения конкретных материалов, особенностях формирования структуры, фазовых превращениях в фольге и ее теплофизических характеристиках.

## Выводы

1. Шероховатость границы раздела слоев в многослойной реакционной фольге, полученной способом электронно-лучевого осаждения в вакууме, зависит от соотношения свободных значений энергии границы зерна и поверхностной энергии соответствующего компонента.

2. В многослойной реакционной фольге Al/Ti в процессе твердофазных реакций формируется структура с более высокой степенью пористости, чем в фольге Al/Ni.

3. Уровень дефектности структуры многослойной реакционной фольги (шероховатость поверхности слоев, пористость) влияют на характер протекания твердофазных реакций при нагреве, а также на закономерности структурообразования.

1. Ma E., Thompson C. V., Clevenger L. A. Self-propagating explosive reactions in Al/Ni thin films // *Appl. Phys. Lett.* — 1990. — **57**. — P. 1262–1264.
2. Рогачев А. С. Волны экзотермических реакций в многослойных нанопленках // *Успехи химии.* — 2008. — № 77. — С. 22–38.
3. Устинов А. И., Мельниченко Т. В., Шишкин А. Е. Деформационное поведение многослойных фольг Al/Cu при нагреве в условиях постоянно действующих внешних на-

- грузок // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 2011. — **33**, № 10. — С. 1415–1423.
4. Устинов А. И., Мельниченко Т. В., Шишкин А. Е. Деформационное поведение многослойных вакуумных конденсатов Ti/Al при нагреве в условиях постоянно действующих нагрузок // *Современ. электрометаллургия.* — 2013. — № 4. — С. 27–33.
  5. Wang J., Besnoin E., Duckam A. Room-temperature soldering with nanostructured foils // *Appl. Phys. Lett.* — 2003. — **83**, № 19. — P. 3987–3989.
  6. Tong M. S., Sturgess D., Tu K. N. Solder joints fabricated by explosively reacting nanolayers // *Ibid.* — 2008. — **92**, № 14. — P. 144101–144104.
  7. 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. — **466**. — P. 363–367.
  8. Диффузионная сварка композитов AMg5 + 27 % Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с применением нанослойной фольги Ni/Al / А. Я. Ищенко, Ю. В. Фальченко, А. И. Устинов и др. // *Автомат. сварка.* — 2007. — № 7. — С. 5–9.
  9. Ustinov A. I., Falchenko Yu. V., Ishchenko A. Ya. Diffusion welding of  $\gamma$ -TiAl based alloys through nano-layered foil of Ti/Al system // *Intermetallics.* — 2008. — **16**, № 8. — P. 1043–1045.
  10. Ramos A. S., Vieira M. T., Simoes S. Joining of superalloys to intermetallics using nanolayers // *Advanced Materials Research.* — 2009. — **59**. — P. 225–229.
  11. Besnoin E., Cerutti S., Knio O. M. Effect of reactant and product melting on self-propagating reactions in multilayer foils // *J. Appl. Phys.* — 2002. — **92**, № 9. — P. 5474–5481.
  12. Ustinov A., Olikhovska L., Melnichenko T. Effect of overall composition on thermally induced solid-state transformations in EB PVD Al/Ni multilayers // *Surface & Coatings Technology.* — 2008. — **202**. — P. 3832–3838.
  13. Knepper R., Snyder M. R., Fritz G. Effect of varying bilayer spacing distribution on reaction heat and velocity in reactive Al/Ni multilayers // *J. Appl. Phys.* — 2009. — **105**, № 8. — P. 1–9.
  14. Мельниченко Т. В. Структурообразование в многослойной реакционной системе Ti/Al // *Современ. электрометаллургия.* — 2013. — № 2. — С. 41–47.
  15. 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. — **2**. — P. 43–64.
  16. 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. — **48**. — P. 1079–1085.
  17. Zhang Z., Lagally M. G. Atomistic processes in the early stages of thin-film growth // *Science.* — 1997. — **276**, № 5311. — P. 377–383.
  18. Murr L. E. *Interfacial phenomena in metals and alloys.* — Reading, Mass.: Addison-Wesley Publishing Co, 1975. — 370 p.
  19. Measurement of the grain boundary energy of commercially-pure grade 2 titanium at high temperature / C. C. Camilo, E. C. Souza, P. L. D., Lorenzo, J. M. D. A. Rollo // *Braz. J. Biom. Eng.* — 2011. — **27**, № 3. — P. 175–181.
  20. Skriver H. L., Rosengard N. M. Surface energy and work function of elemental metals // *Physical Review B.* — 1992. — **45**, № 11. — P. 7157–7168.
  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.

Regularities of formation of structure of multilayer foils Al/Ti and Al/Ni, produced by electron beam deposition from gas phase, were studied by the method of scanning electron microscopy in initial state and after heating at different rate. It is shown that roughness of interface between foil layers is determined by ratio of energy of grain boundary and free surface energy of the appropriate component. It was found that peculiarities of formation of structure of foils Al/Ti and Al/Ni after deposition provide different nature of phase transformations: (two- and single-channel), effect on formation of structure of foils during heating. The comparative analysis was made of specifics of formation of structure in foils Al/Ti and Al/Ni in the process of phase transformations, initiated by heating with account for roughness of surface of layers, mutual diffusion of foil components and volume changes caused by the formation of intermetallic compounds. It is shown that in foil Al/Ti the structure with higher degree of porosity is formed in the process of solid-phase reactions than in foil Al/Ni, thus influencing the nature of proceeding of SHS reaction. Peculiarities of structure formation of multilayer reaction foil during heating will define the selection of composition of intermediate foil in diffusion welding of materials. 21 Ref., 3 Tables, 9 Figures.

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

Поступила 07.07.2014