



УДК 539.234+536.4

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МНОГОСЛОЙНЫХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Ti/Al ПРИ НАГРЕВЕ В УСЛОВИЯХ ПОСТОЯННО ДЕЙСТВУЮЩИХ НАГРУЗОК

А.И. Устинов<sup>1</sup>, Т.В. Мельниченко<sup>1</sup>, А.Е. Шишкин<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

03680, г. Киев, ул. Боженко, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

<sup>2</sup>Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины.

03680, г. Киев-142, бульв. Акад. Вернадского, 36. E-mail: shishkin@imp.kiev.ua.

Показано, что многослойные фольги Ti/Al при нагреве в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки, не превышающей предел текучести, могут пластически деформироваться. Установлено, что фазовые превращения при нагреве и структура многослойной фольги оказывают существенное влияние на механические свойства, что проявляется в немономонном изменении степени пластической деформации при постоянной нагрузке в зависимости от температуры. Обнаружено два температурных интервала, в которых происходит интенсивная пластическая деформация фольги – низко- (350...650 °С) и высокотемпературный (выше 700 °С). Немономонное влияние нагрева на пластическое течение многослойных фольг Ti/Al под действием постоянно приложенных нагрузок в низкотемпературной области их пластической деформации связывается с протеканием в них фазовых превращений, сопровождаемых порообразованием, а в высокотемпературной области обусловлено реализацией в сформированной интерметаллидной фольге механизма сверхпластической деформации, который становится возможным при столь низких температурах из-за субмикронного и наномасштабного размеров зерен интерметаллида TiAl и наличия в фольге пор. Особенности деформационного поведения многослойной фольги Ti/Al влияют на возможность их практического использования при диффузионной сварке давлением. Библиогр. 13, табл. 1, ил. 9.

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

Многослойные фольги (МФ) на основе интерметаллидообразующих элементов, например Ti/Al, Ni/Al и т.п., являются термически нестабильными и при нагревании их слоистая структура трансформируется в однородную интерметаллидную, соответствующую диаграмме фазовых равновесий для систем на основе этих элементов. Если нагрев МФ производить медленно, то образование равновесной интерметаллидной структуры может осуществляться через ряд промежуточных структурных состояний, сменяющих друг друга по мере повышения температуры МФ [1–3]. При импульсном разогреве МФ в ней можно инициировать реакцию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС), в результате которой образование равновесной интерметаллидной структуры сопровождается интенсивным выделением тепла и протекает с высокой скоростью [4].

Способность таких МФ трансформироваться в интерметаллидную структуру при подогреве позволяет применять их в качестве исходного материала для получения тонких интерметаллидных фольг и покрытий при относительно низких температурах, использовать фольгу как промежуточные прослойки при сварке давлением [5] или локальный источник тепла при скоростной пайке [6]. При реализации подобных технологических процессов необходимо иметь возможность прогнозировать как фазовые и структурные изменения, протекающие в фольге при нагреве, так и деформационное поведение под действием внешних нагрузок.

Закономерности протекания фазовых и структурных превращений в МФ при нагреве исследовались во многих работах, тогда как влияние нагрева на изменение механических свойств таких материалов до настоящего времени остается малоизученным. Вместе с тем в ряде технологических процес-

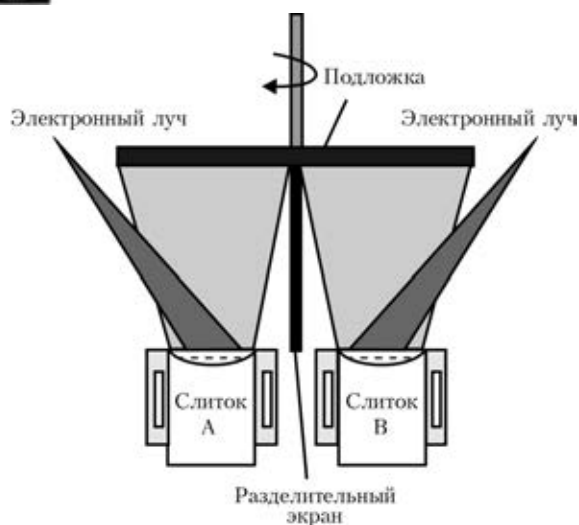


Рис. 1. Схема процесса электронно-лучевого осаждения МФ

сов МФ могут подвергаться постоянно действующим нагрузкам, например при сварке давлением через МФ, а также в результате контакта с материалами с отличающимися механическими свойствами, в частности при контакте с подложкой.

Таким образом, на примере МФ Ti/Al исследовали деформационное поведение таких материалов при нагреве в условиях постоянно действующих нагрузок. Установлено, что фазовые превращения и структура фольги оказывают существенное влияние на ее механические свойства, что проявляется в немономном изменении степени ее пластической деформации при постоянной нагрузке в зависимости от температуры.

МФ Ti/Al получали способом послойного электронно-лучевого осаждения паровых потоков чистых элементов на горизонтально вращающуюся

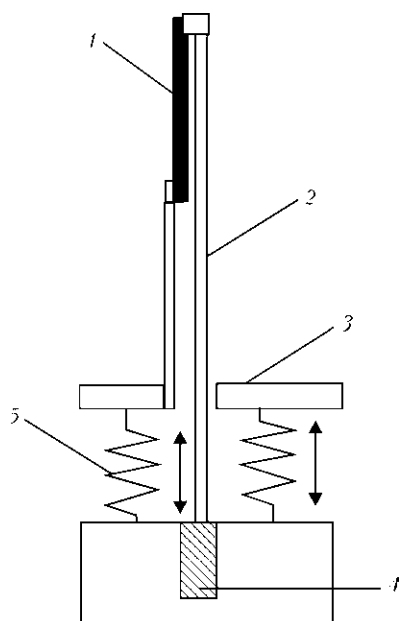


Рис. 2. Блок измерения удлинения МФ под действием одноосевых растягивающих нагрузок в условиях непрерывного нагрева с заданными скоростями: 1 – образец МФ; 2 – подвижная часть; 3 – неподвижные части измерительного блока; 4 – индуктивный датчик перемещений, установленный на подвижной платформе; 5 – пружина

подложку по методике, описанной в работе [7]. Для реализации процесса формирования фольги (рис. 1) вакуумную камеру разделяли непроницаемым экраном таким образом, чтобы испарители, в которых размещались слитки титана и алюминия, находились по разные стороны разделительного экрана, а подложка, закрепленная на вертикальной оси, при вращении в горизонтальной плоскости последовательно проходила над испарителями.

При испарении слитков на вращающуюся подложку на ней поочередно осаждаются слои алюминия и титана. В соответствии с данной схемой получения многослойной структуры соотношение толщин слоев элементов определяется соотношением интенсивностей паровых потоков этих элементов, а период чередования слоев (сумма толщин слоев на основе титана и алюминия) при заданной интенсивности испарения слитков зависит от скорости вращения подложки. Варьируя параметры осаждения (скорость вращения подложки, интенсивность испарения элементов и время осаждения), можно получать МФ общей толщиной 10...200 мкм с периодом чередования слоев от 30 до 1000 нм.

Образцы фольги для металлографических исследований готовили по стандартной методике с использованием шлифовально-полировального станка Abramin фирмы «Struers». Для выявления структуры фольги использовали способ селективного химического травления. Структуру и химический состав фольги анализировали с использованием сканирующего микроскопа CamScan-4, оснащенного энергодисперсионной системой локального анализа Energy 200, и просвечивающего электронного микроскопа Hitachi H-800 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Исследовали деформационное поведение МФ при нагреве под действием растягивающей нагрузки по специально разработанной методике с использованием вакуумного кварцевого дилатометра, оснащенного автоматизированной системой управления процессом нагружения и индукционным датчиком перемещений, подключенным через АЦП к компьютеру. Образец фольги в виде полоски размером 30,0×5,0×0,05 мм (рис. 2) крепили одним концом к кварцевому толкателю, другим – к неподвижному держателю (кварцевая трубка) измерительной части дилатометра. Часть измерительного блока, в котором находился образец, размещали между нагревателями. Температуру фольги контролировали с помощью прикрепленной к ней хромель-алюмелевой термопары толщиной 0,2 мм. Нагрев и охлаждение фольги осуществляли в инертной атмосфере гелия со скоростью 20 °С/мин.

Для изучения изменения длины фольги  $\Delta L$  при нагреве или охлаждении в условиях постоянно действующей растягивающей осевой нагрузки использовали наборы пружин, с помощью которых обеспечивали постоянно действующую растягивающую нагрузку около 2...5 МПа. Деформацию фольги

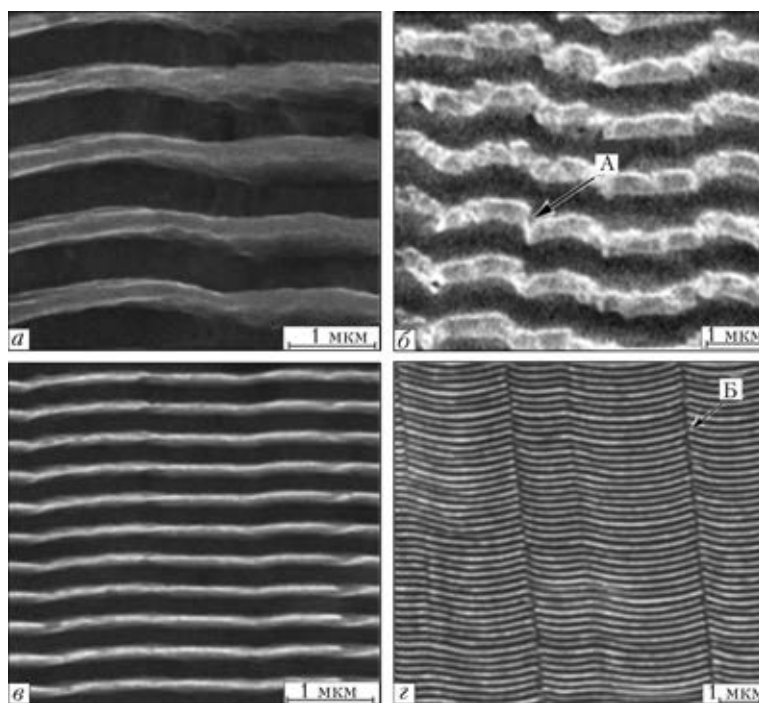


Рис. 3. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения образцов МФ Ti/Al эквипотного состава с периодом чередования слоев 800 (а, б), 300 (г) и 60 нм (з) после осаждения

ги  $\epsilon$  определяли из соотношения  $\Delta L/L_0$ , где  $L_0$  — исходная длина образца.

Способом послойного электронно-лучевого осаждения паровых потоков титана и алюминия получены МФ Ti/Al состава, близкого к эквипотному, с периодом чередования слоев 60, 300 и 800 нм при температуре осаждения примерно 150 °С. На рис. 3 представлены характерные микроструктуры поперечного сечения МФ Ti/Al с субмикронным (800 и 300 нм) и наноразмерным (60 нм) периодом чередования слоев. В исходном состоянии структура фольги представляет собой чередующиеся слои титана и алюминия с резкими границами между ними. Границы раздела между слоями имеют некоторую «шероховатость», возникающую как из-за формирования в слоях титана желобков в области пересечения границ зерен титана с такой границей (рис. 3, б, А), так и в результате их пересечения с границами кристаллитов столбчатой формы, состоящих из чередующихся слоев алюминия и титана (рис. 3, з, Б).

Из рис. 4, а видно, что в случае непрерывного нагрева субмикрослойных фольг реакция синтеза интерметаллического соединения титана с алюминием начинается при температурах выше 450, завершается при 600...650 °С и сопровождается выделением тепла. Причем выделение тепла происходит дискретно, что приводит к появлению отдель-

ных пиков на кривой дифференциального термического анализа (ДТА) и свидетельствует о многостадийном характере фазовых превращений.

Рентгенографические исследования показали [2], что независимо от химического состава МФ на первом этапе реакционной диффузии элементов формируется интерметаллическое соединение  $Al_3Ti$ . Если содержание титана в фольге больше, чем в интерметаллическом соединении  $Al_3Ti$ , то при дальнейшем повышении температуры или увеличении времени выдержки образуются интерметаллиды с более высоким содержанием титана [2]. В МФ эквипотного состава фазовые превращения при непрерывном нагреве фольги можно представить в виде последовательности\* фазовых превращений [2]:



из которой видно, что первая и вторая стадии превращения характеризуются образованием соединений  $Al_3Ti$  и  $Al_5Ti_2$ , а на третья и четвертая — соответственно  $Al_2Ti$  и  $AlTi$ . Этим стадиям фазовых превращений на диаграмме ДТА (рис. 4, а) соответствуют пики тепловыделения: первый и второй — I и II стадиям превращений, а третий — III и IV.

На рис. 4, б представлена температурная зависимость деформации фольги при нагреве в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки,

\* Согласно рентгенографическим исследованиям структуры МФ после нагрева до определенных температур [2] наряду с представленной схемой возможна реализация фазовых превращений и по другому пути:  $Al + Ti \rightarrow AlTi_3 \rightarrow AlTi$ . Об этом свидетельствовали дифракционные пики  $AlTi_3$  слабой интенсивности, появление которых отмечено в области температуры формирования интерметаллидной фазы  $Al_5Ti_2$ . При дальнейшем повышении температуры эти пики исчезали, что могло быть следствием реакции  $AlTi_3 \rightarrow AlTi$ . Поскольку объемная доля фазы  $Ti_3Al$  значительно уступает объемной доле промежуточных фаз  $Al_3Ti$ ,  $Al_5Ti_2$  и  $Al_2Ti$  при расчете объемных эффектов, будем пренебрегать возможностью образования фазы  $Ti_3Al$  и изменением соотношения элементов, обусловленных ее образованием.

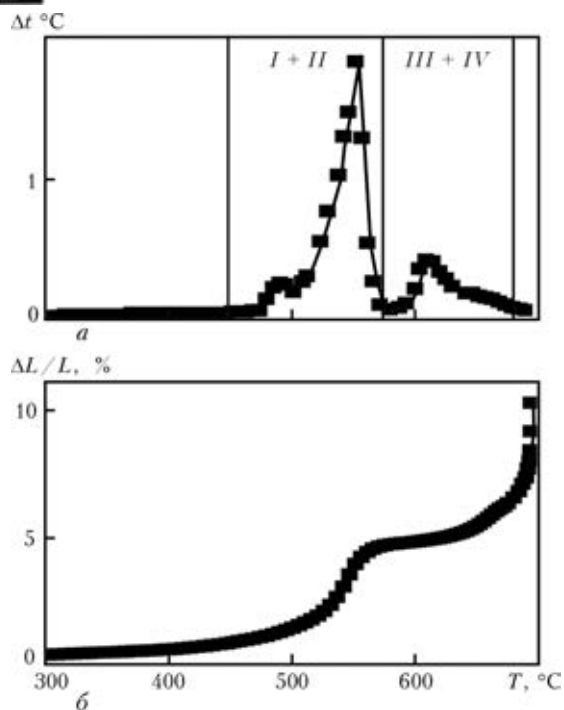


Рис. 4. Кривые ДТА (а) и степени деформации (б) при нагреве МФ Ti/Al эквимолярного состава с субмикронным периодом чередования слоев в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки

составляющей 4 МПа. Необходимо отметить, что растягивающую нагрузку выбирали таким образом, чтобы она была существенно ниже предела текучести МФ при комнатной температуре. Предел текучести МФ оценивали исходя из измерений ее микротвердости. Установлено, что их предел текучести увеличивается при уменьшении периода чередования слоев и для исследованных фольг находится на уровне 1000...4000.

Из рис. 4, б следует, что деформация фольги под действием постоянно приложенной нагрузки немонотонна в зависимости от температуры: отмечены два температурных интервала, в которых деформация существенно возрастает. Первый (низкотемпературный интервал интенсивной деформации МФ) совпадает с температурным интервалом, на котором, по данным ДТА (рис. 4, а), зафиксированы два первых максимума тепловыделения, соответствующих протеканию в этом температурном интервале I и II стадий фазовых превращений. Второй (высокотемпературный интервал деформации МФ),

не сопровождается выделением тепла, что видно из кривых ДТА.

Поскольку образование конечных продуктов в процессе реакции между алюминием и титаном происходит через промежуточные фазы, проведем оценку уровня деформации образца, обусловленного объемными изменениями из-за протекания в нем фазовых превращений. При расчете исходили из того, что первый этап реакции с образованием соединения  $\text{Al}_3\text{Ti}$  завершается после полного исчерпания атомов алюминия, а последующие этапы — после полного перехода интерметаллида с меньшим содержанием титана в интерметаллид с большим его содержанием. При этом на всех промежуточных стадиях фазовых превращений в избытке находится титан.

В таблице представлены результаты расчета изменения объема образца при реализации указанных реакций с учетом всех атомов, принимающих участие в процессе формирования равновесной интерметаллидной фазы TiAl. При определении изменения объема образца в процессе фазовых превращений исходили из удельного объема, приходящегося на один атом элементов, вступающих в реакцию, и объема, отнесенного к одному атому этих же элементов, находящихся в структуре интерметаллида, рассчитанного по параметрам его кристаллической решетки при комнатной температуре. Как следует из расчетов, изменение объема имеет знакопеременный характер.

Следовательно, если бы изменение объема образца при нагреве в низкотемпературной области было обусловлено объемными эффектами за счет фазовых превращений, то в эксперименте произошло бы знакопеременное изменение длины образца: на I стадии — сокращение, на II — удлинение, на последующих (III и IV) — сокращение. Причем в результате реализации всех этапов синтеза интерметаллида AlTi длина образца должна была бы уменьшиться, как показано на рассчитанной дилатограмме (рис. 5). Из сравнения рассчитанной дилатограммы и экспериментального удлинения образца при нагреве можно увидеть, что они качественно отличаются — вместо сокращения образца после прохождения всех реакций в МФ Ti/Al на экспериментальной кривой зафиксировано его удлинение. Такое расхождение может быть следствием того, что на изменение длины образца за счет

Изменение удельного объема и удлинение фольги Ti/Al при образовании интерметаллидов в результате диффузионного взаимодействия компонентов

Тип реакции	Стадии фазовых превращений	Изменение удельного объема, $\Delta V/V$ , %	Удлинение, $\Delta L/l \approx \frac{1}{3} \frac{\Delta V}{V}$ , %
$30\text{Al} + 30\text{Ti} = 10\text{Al}_3\text{Ti} + 20\text{Ti}$	I	-0,117	-0,039
$10\text{Al}_3\text{Ti} + 20\text{Ti} = 6\text{Al}_5\text{Ti}_2 + 18\text{Ti}$	II	0,7	0,23
$6\text{Al}_5\text{Ti}_2 + 18\text{Ti} = 15\text{Al}_2\text{Ti} + 15\text{Ti}$	III	-2,33	-0,78
$15\text{Al}_2\text{Ti} + 15\text{Ti} = 30\text{AlTi}$	IV	-4,76	-1,6
$\text{Al} + \text{Ti} = \text{TiAl}$		-6,4	-2,1



объемных эффектов, обусловленных фазовыми превращениями, накладываются процессы, связанные с ее пластическим деформированием. Причем пластическая деформация образцов в низкотемпературной области значительно превышает таковую, обусловленную объемными эффектами фазовых превращений.

Если пластическая деформация образцов в низкотемпературной области инициирована фазовыми превращениями, протекающими в МФ при нагреве, то можно предположить, что при снижении температуры начала фазовых превращений пластичность фольги проявится также при более низких температурах. Как установлено в работе [2], на температуру начала фазовых превращений оказывает влияние период чередования слоев, при уменьшении которого температура начала фазовых превращений снижается.

На рис. 6, а представлены кривые ДТА, полученные при нагреве МФ с нанослойной структурой. На них, как и в случае субмикрослойной фольги, зафиксированы три пика тепловыделения. Однако при сравнении температурных интервалов тепловыделения в нано- (рис. 6) и субмикрослойной (рис. 4) фольгах обнаружено, что начало и конец фазовых превращений в первой сместились в область более низких температур (соответственно 350 и 625 °С), соотношение интенсивностей первого и второго пиков тепловыделения увеличилось, по сравнению с МФ с субмикронным периодом чередования слоев, а температурный интервал сместился в область более низких температур и стал протяженнее. Как следует из рис. 6, б, смещение температурного интервала протекания I и II стадий фазовых превращений в область низких температур сопровождается снижением температурного интервала низкотемпературной пластической деформации фольги. При этом температура высокотемпературной области пластической деформации фольги остается неизменной.

Пластическая деформация материалов под действием приложенных нагрузок, уровень которых ниже предела текучести, в процессе протекания фазовых превращений ранее отмечали в сплавах, испытывающих фазовые превращения сдвигового типа [8]. Такое деформационное поведение сплавов связывают как со снижением их предела текучести вблизи температуры начала фазового перехода, так и с образованием вытянутых в направлении приложенных нагрузок зерен новой фазы.

В случае фазовых превращений, контролируемых реакционной диффузией элементов, можно предположить, что поскольку рост зерен новых фаз происходит в поле внешних нагрузок, это может способствовать их удлинению в направлении приложенных нагрузок и «пластической» деформации образцов. Кроме того, подобные фазовые превращения будут сопровождаться генерацией дефектов вакансионного типа, способствующей развитию процессов микропластической деформации в зернах и

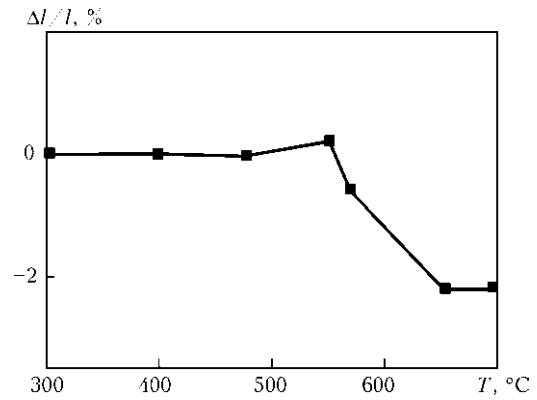


Рис. 5. Расчетное удлинение  $\Delta l/l$  МФ Ti/Al в результате прохождения фазовых превращений при ее нагреве без учета термического расширения образца

на их границах, а также снижению предела текучести материала.

Исследования микроструктуры фольг, нагретых до промежуточных температур, показали, что процесс фазообразования сопровождается возникновением пор. Диффузионное взаимодействие слоев титана и алюминия в процессе нагрева МФ с субмикронным периодом чередования слоев не приводит к разрушению ее слоистой структуры (рис. 7). Так, структура фольги после завершения I и II стадий фазовых превращений (нагрев до 550 °С) остается слоистой. Однако в отличие от исходной структуры фольги, для которой характерно чередование слоев на основе титана и алюминия, структура фольги после завершения I и II стадий фазовых превращений характеризуется чередованием слоев на основе  $Al_3Ti$  и титана (рис. 7, а).

При дальнейшем повышении температуры в фольге начинаются III и IV стадии фазовых пре-

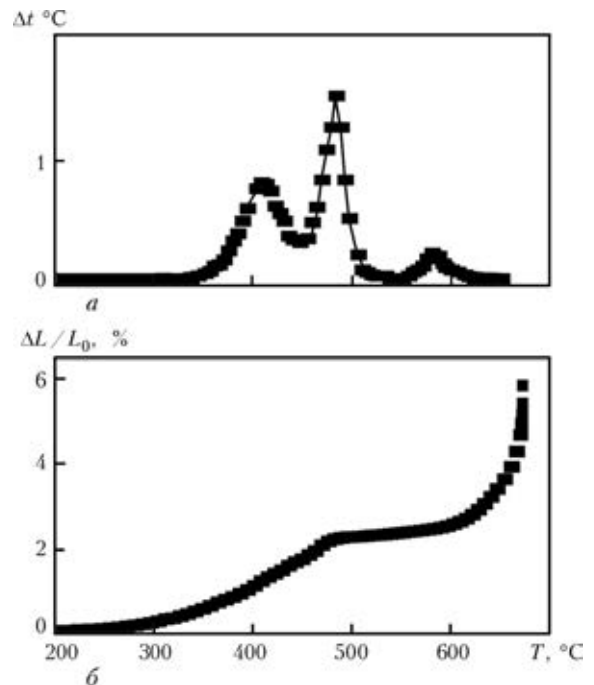


Рис. 6. Кривые ДТА (а) и деформации (б) МФ Ti/Al эквивалентного состава с наноразмерным периодом чередования слоев при ее нагреве в условиях постоянно действующей растягивающей нагрузки

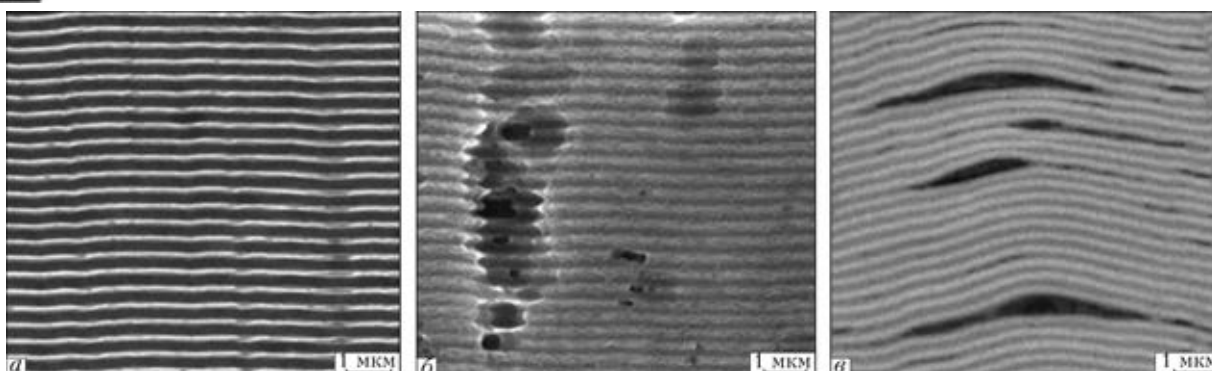


Рис. 7. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al с периодом чередования слоев 300 нм после отжига в установке ДТА при 550 (а), 650 °С (б, в)

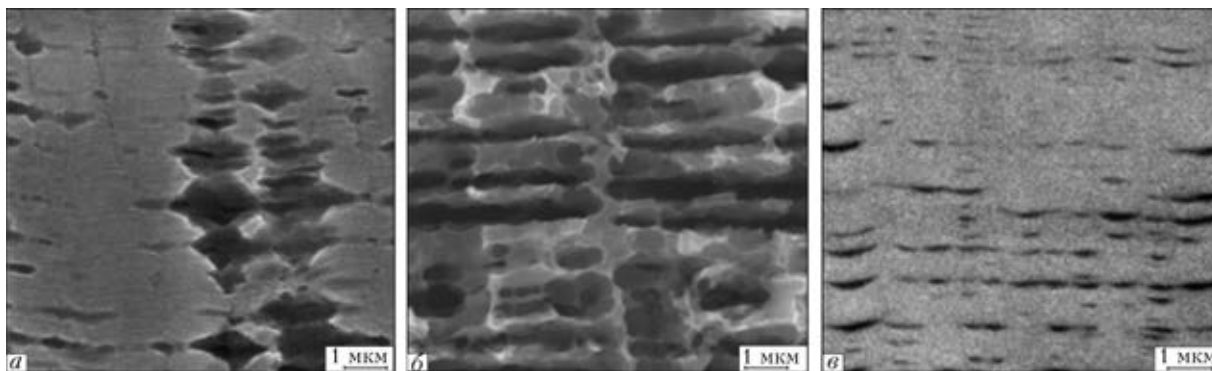


Рис. 8. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al с периодом чередования слоев 80 нм после отжига при 500 (а) и 650 °С (б, в)

вращений, и в структуре фольги появляются поры (рис. 7, б). По виду и характеру расположения пор в фольге их условно можно разделить на два типа: вертикально пересекающие фольгу и вытянутые вдоль слоев. Предположительно, появление пор является результатом коалесценции избыточных вакансий, которые образовались в фольге, как в процессе конденсации паровой фазы, так при диффузионном взаимодействии слоев (эффект Френкеля).

На рис. 8 показана микроструктура нанослойной фольги, сформированной на разных стадиях фазовых превращений. Формирование структуры нанослойной фольги качественно отличается от субмик-

рослойной. Большое количество пор появляется уже на первой стадии фазовых превращений (рис. 8, а). С увеличением температуры отжига пористость фольги существенно увеличивается. Кроме того, слоистость фольги исчезает на III и IV стадиях фазовых превращений (рис. 8, б, в).

Из сопоставления интенсивности порообразования в процессе нагрева фольг с субмикронным и наноразмерным периодами чередования слоев видно, что в случае нанослойной фольги порообразование смещено в область более низких температур. На этом основании можно предположить, что на пластичность фольги оказывает влияние не только процесс фазообразования, но и формирование пористой структуры.

Механизм влияния порообразования на пластическую деформацию материалов при низких температурах в настоящее время недостаточно развит. Однако известно, что при повышенных температурах зернограничная пористость способствует зернограничному проскальзыванию, что обеспечивает реализацию механизма сверхпластической деформации материалов [9, 10].

На температурные условия реализации сверхпластического механизма деформирования материалов существенное влияние оказывает также и размер зерен [11]. Так, например, при уменьшении размера зерна от 5,0 до 0,4 мкм температура сверхпластического течения сплава TiAl снижается от 1200 [12] до 850 °С [13].

На электронно-микроскопическом изображении микроструктуры нанослойной фольги, нагретой до

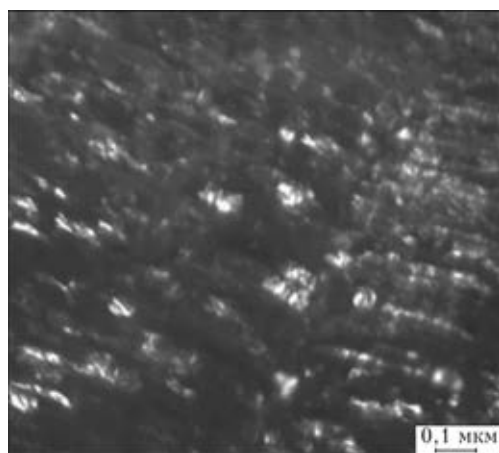


Рис. 9. Электронно-микроскопическое изображение поперечного сечения МФ Ti/Al с наноразмерным периодом чередования слоев после отжига при температуре >500 °С (ТЭМ, режим темного поля)



температуры свыше 500 °С (рис. 9), видна фрагментация слоев с формированием зерен интерметаллидных фаз наноразмерного масштаба.

На основании изложенного можно предположить, что повышенная пластичность фольги при нагреве до температур более 700 °С (высокотемпературная область пластической деформации фольги) также является следствием перехода ее в сверхпластическое состояние. Реализация сверхпластического течения фольги при столь низких температурах может быть обусловлена совместным действием двух факторов: образованием интерметаллидной структуры с размерами зерен субмикронного и наноразмерного масштаба и наличием в такой структуре пор.

Таким образом, немонотонное влияние нагрева на пластическое течение многослойных фольг Ti/Al под действием постоянно действующих нагрузок в низкотемпературной области их пластической деформации связано с протеканием в них фазовых превращений, сопровождаемых порообразованием, а в высокотемпературной области обусловлено реализацией в сформированной интерметаллидной фольге механизма сверхпластической деформации, который становится возможным при столь низких температурах из-за субмикронного и наномасштабного размера зерен интерметаллида TiAl и наличия в фольге пористой структуры.

1. *Ustinov A., Olikhovska L., Melnichenko T.* Effect of overall composition on thermally induced solid-state transformations in thick EB PVD Al/Ni multilayers // *Surface and coatings technology.* — 2008. — **202**, № 16. — P. 3832–3838.

2. *Твердофазные* реакции при нагреве многослойных фольг Al/Ti, полученных методом электронно-лучевого осаждения / А.И. Устинов, Л.А. Олиховская, Т.В. Мельниченко и др. // *Современ. электрометаллургия.* — 2008. — № 2. — С. 19–26.
3. *Фазовые* превращения при нагреве многослойной фольги Al/Cu, полученной способом электронно-лучевого осаждения / Л.А. Олиховская, Т.В. Мельниченко, А.И. Устинов и др. // Там же. — 2009. — № 2. — С. 27–31.
4. *Рогачев А.С.* Волны экзотермических реакций в многослойных нанопленках // *Успехи химии.* — 2008. — № 77. — С. 22–38.
5. *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.
6. *Wang J., Besnoin E., Duckam A.* Room-temperature soldering with nanostructured foils // *Appl. Phys. Lett.* — 2003. — **83**, № 19. — P. 3987–3989.
7. *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.
8. *Эстрин Э.И.* О природе пластичности при полиморфных превращениях // *ФММ.* — 2006. — **102**, № 1. — С. 123–128.
9. *Yang H.S., Lee W.B., Mukherjee A.K.* Superplasticity in TiAl and Ti<sub>3</sub>Al alloys // *Structural intermetallics.* — 1993. — P. 69–76.
10. *Кузнецова Р.И., Брюховецкий В.В., Пойда В.П.* Механизмы развития зернограничных пор и локальная неоднородность деформации в условиях сверхпластического течения // *Металлофизика и новейшие технологии.* — 1995. — **17**, № 8. — С. 64–72.
11. *Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D.* Superplasticity in metals and ceramics. — New York: Cambridge University Press, 1997. — 287 p.
12. *Lutfullin. R.Ya., Imayev R.M., Kaibyshev O.A.* Superplasticity and solid state bonding of the TiAl intermetallic compound with micro- and submicrocrystalline structure // *Scripta Met. et Mater.* — 1995. — **33**, № 9. — P. 1445–1449.
13. *Nakao Y., Shinozaki K., Hamada M.* Diffusion Bonding of Intermetallic Compound TiAl // *ISIJ Intern.* — 1991. — **31**, № 10. — P. 1260–1266.

It is shown that multilayer Ti/Al foils can undergo plastic deformation at heating under the conditions of continuously applied tensile load not exceeding the yield limit. It is established that phase transformations at heating and multilayer foil structure have an essential influence on mechanical properties that is manifested in nonmonotonic change of the extent of plastic deformation at continuous load, depending on temperature. Two temperature intervals, in which intensive plastic deformation of the foil proceeds: low-temperature (350–650 °C) and high-temperature (above 700 °C) one, are determined. Nonmonotonic influence of heating on plastic flow of multilayer Ti/Al foils under the impact of continuously applied loads in the low-temperature range of their plastic deformation is associated with running of phase transformations in them that are accompanied by pore formation, and in the high-temperature range it is due to realization of superplastic deformation mechanism in the formed intermetallic foil that becomes possible at such low temperatures due to submicron and nanoscale size of TiAl intermetallic grains and presence of pores in the foil. Features of deformational behaviour of multilayer Ti/Al foil influence the possibility of their practical application in diffusion pressure welding. Ref. 13, Table 1, Figures 9.

**Keywords:** electron beam deposition; multilayer foil; titanium; aluminium; structure; phase transformations; superplasticity; volume effect; porosity

Поступила 18.07.2013