

**БЫСТРОЗАКАЛЁННЫЕ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ
ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ С ОБРАТИМЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ
ФОРМЫ ДЛЯ МИКРОМЕХАНИЧЕСКИХ УСТРОЙСТВ**

Ситников Н.Н.¹, Шеляков А.В.², Ризаханов Р.Н.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», Москва, Россия

² Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия

sitnikov_nikolay@mail.ru

В последнее время показана эффективность использования сплавов, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), для создания микроустройств в различных областях техники, в частности, в приборостроении, медицине, энергетике, космических технологиях, робототехнике. Постоянно возрастающий спрос на сверхпортативную и высокоэффективную технику стимулирует разработку малогабаритных, дешёвых и быстрodeйствующих устройств на основе таких сплавов. Для миниатюризации устройств, создания микро- и, возможно, наноустройств становится актуальным получение тонкомерных материалов с эффектом обратимой памяти формы (ЭОПФ). Поэтому целью данной работы было исследование структуры и свойств слоистого аморфно-кристаллического композита с ЭОПФ на основе сплава системы TiNi-TiCu для использования в нано- и микромеханике.

В качестве объекта исследования был выбран сплав квазибинарной системы TiNi-TiCu с 25 ат. % Cu, полученный методом сверхбыстрой закалки из расплава (метод спиннингования расплава). Предварительно слитки сплава были приготовлены из сверхчистых металлов с шестикратной переплавкой в дуговой печи в атмосфере аргона. Полученные заготовки расплавлялись в кварцевом тигле в атмосфере гелия и экструдировались через узкое сопло в тигле на поверхность вращающегося медного диска. В результате этого процесса, происходящего со скоростью охлаждения расплава $10^5 \div 10^6$ К/с, получали тонкие ленты толщиной $30 \div 50$ мкм и шириной от 1 до 2 мм в аморфном и аморфно-кристаллическом состояниях.

В зависимости от скорости охлаждения расплава в процессе спиннингования формируется аморфное или аморфно-кристаллическое состояние ленты. Типичные поперечные сечения быстрозакаленных лент показаны на рисунке 1. При скоростях охлаждения расплава около 10^6 К/с лента аморфизуется (рис. 1, а). Более низкие скорости охлаждения расплава (до 10^5 К/с) приводят к образованию кристаллического слоя толщиной $2 \div 10$ мкм на неконтактной поверхности ленты (рис. 1, б).

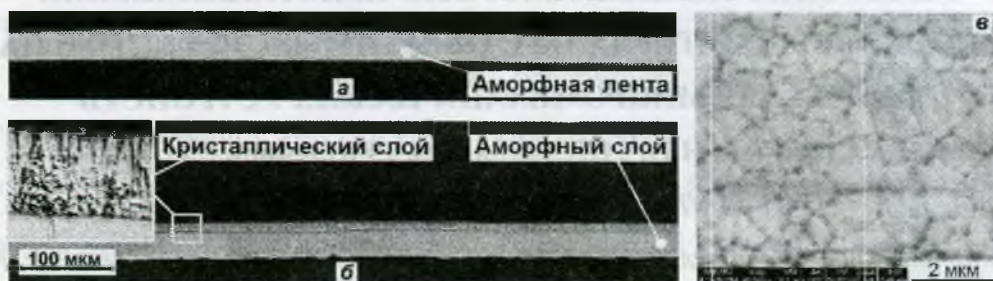


Рисунок 1. Изображение типичного поперечного сечения быстрозакаленных лент, полученных при различных скоростях охлаждения: (а) – 10^6 К/с; (б) – $5 \cdot 10^5$ К/с и её неконтактная поверхность после травления (в)

Для исследований аморфно-кристаллического композита была выбрана лента общей толщиной около 40 мкм и толщиной кристаллического слоя 10 мкм. Рентгеноструктурный анализ подтвердил, что при комнатной температуре кристаллический слой на неконтактной (свободной) поверхности ленты является кристаллическим, а все наблюдаемые дифракционные пики на дифрактограмме относятся к орторомбической решетке типа В19 и находятся в хорошем соответствии с ранее полученными другими исследователями результатами исследования мартенситного состояния в сплавах Ti–Ni–Cu [1]. В то же время на дифрактограмме контактной стороны ленты характерные пики отсутствуют, что свидетельствует об аморфном состоянии этого слоя. Таким образом, было подтверждено, что полученная при скорости охлаждения $5 \cdot 10^5$ К/с быстрозакаленная лента представляет собой слоистый аморфно-кристаллический композит. Оптические и растровые электронно-микроскопические исследования свободной поверхности и поперечного сечения аморфно-кристаллического композита после полировки и последующего травления показали, что кристаллический слой имеет столбчатую структуру с характерным поперечным размером кристаллов 0,5–1 мкм (рисунок 3, в), а также выявили резкую границу между аморфным и кристаллическим слоями, у которой не наблюдается отличия химического состава сплава в объеме ленты и в поверхностном слое. Были выполнены циклы нагрева и охлаждения в интервале от 20 до 100 °С со скоростью 10 °С/мин в дифференциальном сканирующем калориметре (ДСК). В исходном образце при нагреве и охлаждении наблюдаются характерные пики поглощения и выделения тепла, сопровождающие мартенситные превращения, в области температур 31–44 °С. Температуры начала и конца прямого и обратного мартенситных превращений (МП) имеют следующие значения: $M_n=38,9$; $M_k=29,4$; $A_n=33,5$; $A_k=43,1$ °С. Энергии превращений составляют 2,3 и 2,1 Дж/г при прямом и обратном МП, соответственно.

Исследование термомеханических характеристик аморфно-кристаллического композита проводилось посредством термоциклирования образца в интервале МП. В исходном состоянии при комнатной температуре образец имеет прямолинейную форму (рис. 2, а). При нагреве выше температуры A_H в кристаллическом слое происходит обратное МП, в результате чего образец начинает изгибаться (рис. 2, б), принимая форму, близкую к кольцу при температуре выше A_K (рис. 2, в). Охлаждение образца до комнатной температуры приводит к его возврату в исходное прямолинейное состояние [2]. Таким образом, в быстрозакаленных аморфно-кристаллических лентах из сплава TiNiCu реализуется ЭОПФ без каких-либо дополнительных термообработок. Характерная температурная зависимость изгибной деформации образца приведена на рисунке 2. Измеренные значения критических температур формоизменения аморфно-кристаллического композита составляют: $M_H = 41,7$; $M_K = 29,8$; $A_H = 33,5$; $A_K = 43,0$ °С.

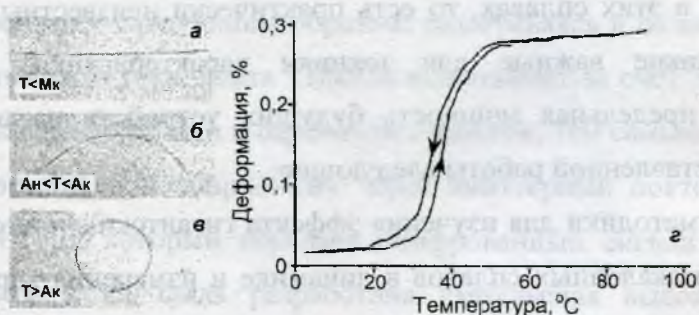


Рисунок 2. Температурная зависимость формоизменения быстрозакаленного аморфно-кристаллического композита

Сравнение полученных значений температур формовосстановления с критическими температурами МП, полученными методом ДСК, подтверждают, что формоизменение ленты происходит за счет протекания МП в кристаллическом слое и реализации ЭПФ [3].

Способность разработанного аморфно-кристаллического композита к обратимой изгибной деформации была использована для создания миниатюрных функциональных элементов на изгиб с ЭОПФ для микромеханических устройств различного назначения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 14-08-00947 А.

1. Матвеева Н.М., Пушин В.Г., Шеляков А.В. и др. ФММ. 1997. Т.83. №6. С. 82-92.
2. Shelyakov A.V., Sitnikov N.N., Menushenkov A.P et al, J. of Alloys and Compounds. 2013. V. 577. S. 1. P. S251–S254.
3. Shelyakov A., Sitnikov N., Saakyan S. et al, Materials Science Forum. 2013. V. 738–739 (2013). P. 352–356.