

## ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ НА МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

Беляев С.П.<sup>1,2</sup>, Коноплёва Р.Ф.<sup>2</sup>, Назаркин И.В.<sup>2</sup>, Накин А.В.<sup>2</sup>, Реснина Н.Н.<sup>1</sup>,  
Чеканов В.А.<sup>2</sup>, Шеляков А.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Петербургский институт ядерной физики, Гатчина, Россия

<sup>3</sup> Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, Россия  
spb@npfi.spb.ru

Использование эффекта памяти формы в устройствах атомной техники, подвергающихся радиационному воздействию, весьма ограничено. Это связано с резкой зависимостью температур мартенситных превращений от дозы нейтронного облучения. В никелиде титана, например, температуры переходов смещаются в область низких температур, начиная с самых первых часов облучения в атомном реакторе[1]. Температура  $M_s$  понижается на  $\approx 80$  К при флюенсе быстрых нейтронов ( $E > 0,5$  МэВ), равном  $6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ . Такое поведение сплава является серьёзным препятствием для реализации целого ряда технических предложений, использующих эффект памяти формы.

Имеющиеся данные свидетельствуют о том, что металлические материалы с наноразмерной структурой демонстрируют высокую радиационную стойкость по сравнению с крупнокристаллическими материалами [2]. В связи с этим представляется необходимым выполнение исследования влияния нейтронного облучения на мартенситные переходы в сплавах с памятью формы, имеющих нанокристаллическую и субмикрокристаллическую структуру. Это и явились основной целью настоящей работы.

Объектами исследования служили сплавы на основе интерметаллида TiNi с аморфно-кристаллической структурой. Исследовали сплавы составов  $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$  и  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ . Аморфные сплавы изготавливали методом сверхбыстрого охлаждения из расплава. Далее аморфные образцы подвергали контролируемой кристаллизации в калориметре с прерыванием кристаллизации в разные моменты времени по методике, описанной в работе [3]. В результате описанной процедуры в аморфном окружении возникают кристаллы с формой близкой к сферической и с размерами от нескольких десятков до нескольких сотен нанометров (рис. 1). Средний размер кристаллитов составлял 200-300 мкм в зависимости от температуры и времени кристаллизации.

Получали аморфно-кристаллические композиционные материалы с различной объемной долей кристаллической фазы. В полностью кристаллическом состоянии (после полной кристаллизации) сплавы имели субмикроструктурную зерненную структуру со средним размером зерна 400 нм. Облучение нейтронами производили в реакторе ВВР-М Петербургского института ядерной физики флюенсом быстрых нейтронов ( $E > 0,5$  МэВ) от  $3 \cdot 10^{17}$  см $^{-2}$  до  $4 \cdot 10^{19}$  см $^{-2}$  при температуре 60 °С.



Рисунок 1. Структура аморфно-кристаллических образцов сплава  $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$  с 30 и 85 % кристаллической фазы

Методом прямого разрешения атомной структуры в электронном микроскопе установлено, что исследуемые материалы в аморфном состоянии содержат кристаллические кластеры размером в несколько нанометров. Нейтронное облучение, как известно, существенно повышает эффективный коэффициент диффузии атомов в металлах и их подвижность. В результате аморфный материал может кристаллизоваться. О кристаллизации можно судить по изменению электросопротивления, которое резко уменьшается в процессе кристаллизации. Измерения электросопротивления показали, что его значение остаётся постоянным при облучении аморфных сплавов флюенсом до  $4 \cdot 10^{19}$  см $^{-2}$ , а значит исследуемые материалы не кристаллизуются в процессе нейтронного облучения.

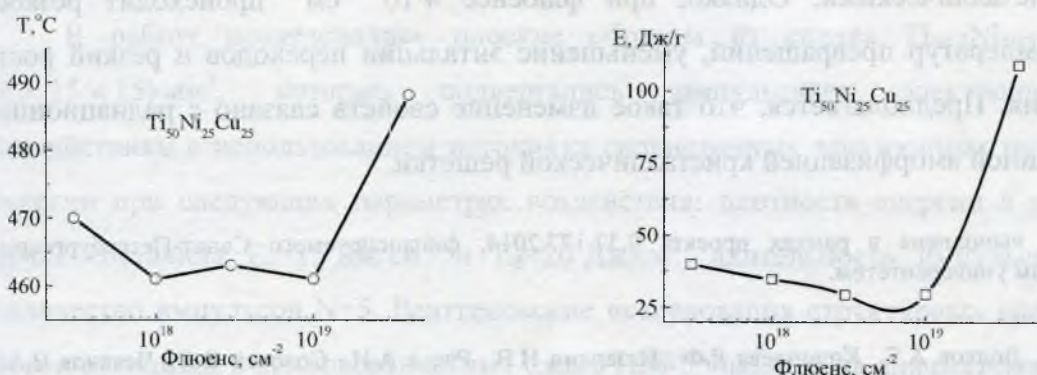


Рисунок 2. Дозовые зависимости температуры кристаллизации и энергии, выделяющейся при кристаллизации сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Кристаллизацию можно стимулировать нагреванием облученного материала. На рисунке 2 показаны зависимости температуры кристаллизации и энергии, выделяемой при кристаллизации от флюенса быстрых нейтронов. Измерения были выполнены с использованием методики дифференциальной сканирующей калориметрии. Можно видеть, что температура кристаллизации и выделяемая при кристаллизации энергия возрастают при флюенсе  $4 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$ . Это, по-видимому, свидетельствует о разрушении «затравочных» кристаллических кластеров в аморфном материале, в результате чего для инициирования процесса кристаллизации требуются более высокие температуры.

На рисунке 3 представлены зависимости температур мартенситных превращений, энтальпии превращений и электросопротивления сплава от флюенса нейтронов для полностью закристаллизованного сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ . Качественно подобным образом ведут себя при облучении характеристики и композиционных аморфно-кристаллических образцов с различным содержанием кристаллической фазы. Как видно из рисунка температуры превращений медленно уменьшаются с ростом

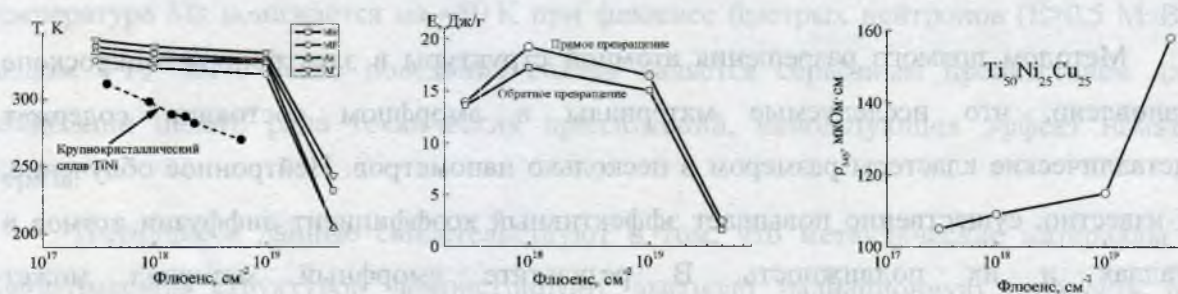


Рисунок 3. Дозовые зависимости температур мартенситного превращения, энтальпии превращения и электрического сопротивления для сплава  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$ .

флюенса. Это понижение температур происходит с гораздо меньшим темпом, чем это происходит в крупнокристаллическом материале. В этом смысле можно говорить о повышенной радиационной стойкости субмикрокристаллических сплавов в сравнении с крупнокристаллическими. Однако, при флюенсе  $4 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-2}$  происходит резкое снижение температур превращений, уменьшение энтальпии переходов и резкий рост сопротивления. Предполагается, что такое изменение свойств связано с радиационно стимулированной аморфизацией кристаллической решетки.

Работа выполнена в рамках проекта 0.37.177.2014, финансируемого Санкт-Петербургским государственным университетом.

1. Беляев С.П., Волков А.Е., Коноплева Р.Ф., Назаркин И.В., Разов А.И., Соловей В.Л., Чеканов В.А. Физика твердого тела. 1998. Т. 40, N 9. С.1705-1709.
2. Андриевский Р.А. ФММ. Т. 110, №3. С. 243-254.
3. Беляев С.П., Реснина Н.Н., Слесаренко В.Ю., Шеляков А.В. Перспективные материалы. 2011, N 3. С. 78-83.