

Механические и функциональные свойства аморфно-кристаллических лент сплава $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$

С. П. Беляев, Н. Н. Реснина, В. Ю. Слесаренко, А. В. Шеляков

Исследованы механическое поведение и эффекты памяти формы в аморфно-кристаллических тонких лентах сплава $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ с различной объемной долей кристаллической фазы от 0 до 100%. Полученные результаты показали, что для полностью аморфного образца деформация до 6% является упругой. При наличии кристаллической фазы деформирование на начальном этапе осуществляется за счет переориентации мартенситных кристаллов. Накопленная на этом этапе деформация является полностью обратимой при нагревании выше температур обратного мартенситного превращения. Обнаружено, что с увеличением объемной доли кристаллической фазы возрастает величина эффекта памяти формы, что обусловлено увеличением объемной доли материала, способного деформироваться за счет обратимого механизма переориентации. Установлено, что аморфно-кристаллический сплав $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ неупруго деформируется за счет трех механизмов: переориентации мартенситных кристаллов, пластического течения в аморфной фазе и дислокационного скольжения. Показано, что смена механизмов деформирования определяется долей кристаллической фазы и величиной предварительной деформации. Обнаружено, что в сплаве $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ проявляется эффект обратимой памяти формы, когда в материале сосуществуют аморфная и кристаллическая фазы.

Ключевые слова: аморфно-кристаллические сплавы; эффект памяти формы; эффект обратимой памяти формы; механизмы деформирования.

The mechanical behavior and functional properties in amorphous-crystalline thin ribbons of $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ alloy with different volume fraction (from 0 to 100%) of crystalline phase were studied. Results obtained showed that the fully amorphous sample was deformed elastically up to 6%. The existence of crystalline phase in the sample resulted in the deformation was realized by reorientation of martensite at the early stage. The strain accumulated at this stage was fully recoverable during subsequent heating through the temperature range of reverse martensitic transformation. It was found that an increase in volume fraction of crystalline phase led to rise of value of shape memory effect. It was due to the increasing the volume fraction of the sample deforming by the mechanism of martensite reorientation. It was observed that the amorphous – crystalline $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ alloy was deformed by three mechanisms of unelastic deformation: reorientation of martensite crystals, plastic deformation of amorphous phase and dislocation slip. It was shown that the change in the deformation mechanism was determined by volume fraction of crystalline phase and the value of preliminary strain. It was found that the $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ alloy exhibited that two-way shape memory effect only if the amorphous and crystalline phase were coexisted in the alloy.

Keywords: amorphous-crystalline alloys; shape memory effect; two-way shape memory effect; mechanism of deformation.

Введение

Аморфные сплавы являются основой для создания кристаллических материалов с необычной структурой. В зависимости от условий кристаллизации аморфного металлического материала могут быть получены кристаллические вещества с различной

морфологией и размерами зерен, а также сплавы, структура которых представляет собой аморфно-кристаллическую смесь. Один из способов получения таких структур — контролируемая кристаллизация [1]. Этот способ заключается в том, что аморфный сплав получают быстрой закалкой из расплава в виде тонкой ленты толщиной несколько десятков микро-

метров и подвергают нагреванию до температуры кристаллизации. Кристаллизацию прерывают на некотором этапе, быстро охлаждая материал. В результате структура сплава представляет собой смесь аморфной и кристаллической фаз, объемное соотношение которых зависит от того, на каком этапе кристаллизация была прервана [2]. Размер кристаллитов также определяется режимом кристаллизации (температурой и временем) и может составлять от десятков нанометров до единиц микрометров. Полученный таким образом материал обладает необычными физическими свойствами, а его механическое поведение представляет значительный интерес, поскольку деформируемая среда является по существу аморфно-кристаллическим композитом с нано- или микрогабаритными структурными компонентами. Механизмы и закономерности деформирования таких сред мало изучены, особенно когда в качестве объекта выбран аморфный сплав на основе композиции TiNi (никелид титана). В кристаллическом состоянии такие сплавы претерпевают мартенситные превращения при изменении температуры, способны проявлять эффект памяти формы и другие механические эффекты, связанные с обратимостью неупругой деформации [3]. Полученные методом контролируемой кристаллизации аморфно-кристаллические ленты могут найти свое применение в таких областях как микроэлектроника и микротехника, где они могут быть использованы в качестве миниатюрных сенсоров и приводов [4]. Таким образом, исследование кинетики мартенситных превращений и функциональных свойств в аморфно-кристаллических сплавах с памятью формы является актуальным. До настоящего времени основное внимание исследователей было направлено на изучение мартенситных превращений в таких объектах. В работе [5] установлено, что увеличение объемной доли кристаллической фазы приводит к возрастанию температур фазовых превращений, уменьшению их температурных интервалов и гистерезиса. Кроме того, в [6] показано, что изменение соотношения аморфной и кристаллической фаз может приводить к изменению стадийности выделения тепла при мартенситных превращениях. Следовательно параметры мартенситных превращений зависят от соотношения объемных долей аморфной и кристаллической фаз. По всей видимости, это может быть обусловлено размерным эффектом [7] и наличием большого числа границ между кристаллической и аморфной фазой, которые являются местом зарождения мартенситных пластин при фазовом превращении [8, 9].

Поскольку мартенситные превращения — основная причина проявления необычных деформационных эффектов в сплавах с памятью формы, то можно предположить, что изменение кинетики фазовых переходов, связанное с изменением объемной доли кристаллической фазы, приведет к изменению и функциональных свойств аморфно-кристаллических лент. Цель работы — исследование механических свойств и эффектов обратимости неупругой деформации в аморфно-кристаллических тонких лентах сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$.

Объекты и методики

Объекты и методики

В качестве объектов исследования были выбраны аморфные тонкие ленты сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$, полученные методом быстрой закалки из расплава. Образцы размером $5 \times 2 \times 0,04$ мм подвергали контролируемой кристаллизации по следующей методике. Образцы помещали в камеру дифференциального сканирующего калориметра *Mettler Toledo 822^e* и выдерживали при температуре ниже температуры кристаллизации в течение некоторого времени, для того чтобы произошла изотермическая кристаллизация сплава. Изменяя длительность кристаллизации, варьировали объемную долю кристаллической фазы в сплаве. В этом случае объемную долю кристаллической фазы определяли как отношение теплоты, выделяемой в процессе частичной кристаллизации, к теплоте, выделяемой при полной кристаллизации сплава [2]. В настоящей работе сплав $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ был подвергнут частичной кристаллизации при температуре 743 К, что позволило получить аморфно-кристаллические образцы, объемная доля кристаллической фазы ($\Phi_{кр}$) в которых составляла 40, 70 и 100%.

Мартенситные переходы в аморфно-кристаллических сплавах $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ исследовали методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Установлено, что кристаллическая фаза в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ претерпевает при охлаждении мартенситный переход из кубической B2 фазы

Таблица

Температуры мартенситных переходов в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ с различной объемной долей кристаллической фазы

$\Phi_{кр}$, %	M_H , К	M_K , К	A_H , К	A_K , К
40	217	204	256	285
70	246	241	275	316
100	268	265	305	325

M_H — температура начала прямого превращения, M_K — температура конца прямого превращения, A_H — температура начала обратного превращения, A_K — температура конца обратного превращения.

в моноклинную $B19'$ фазу, а при нагревании наоборот из $B19'$ в $B2$ фазу. По калориметрическим кривым определяли температуры мартенситных превращений в образцах с различной объемной долей кристаллической фазы, значения которых представлены в таблице.

Для исследования механических и функциональных свойств была разработана специальная методика деформирования тонких лент. Образец изгибали между плоскопараллельными пластинами при постоянной температуре $T = 77$ К, при которой кристаллическая фаза в сплаве находилась в мартенситном состоянии. После этого образец разгружали, нагревали через интервал обратного мартенситного превращения до температуры 373 К и охлаждали через интервал прямого мартенситного превращения вновь до температуры 77 К. Далее образец деформировали до большего значения деформации и повторяли всю описанную процедуру. На каждом этапе образец фотографировали на фоне масштабной сетки (рис. 1). Полученные изображения оцифровывали, определяли радиус изгиба и деформацию по формуле $\epsilon = h/2R$, где h — толщина образца, R — радиус изгиба. Остаточную деформацию определяли как деформацию образца после разгрузки (второй этап), величину эффекта памяти формы как разность между деформациями после разгрузки и после нагрева до 373 К (третий этап), величину эффекта обратимой памяти формы как разность между деформациями образца после нагрева до 373 К и последующего охлаждения через интервал прямого мартенситного превращения до 77 К (четвертый этап).

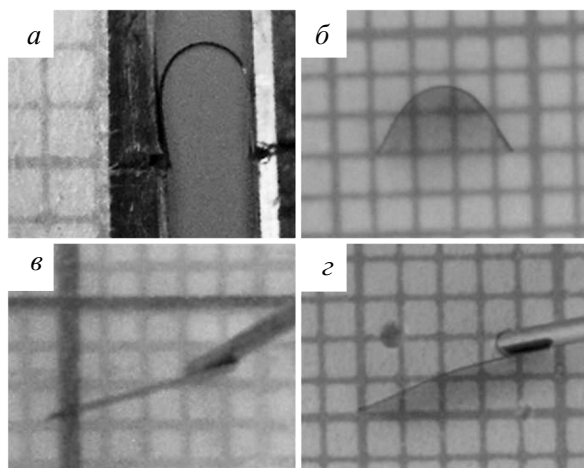


Рис. 1. Фотографии образца на каждом этапе деформирования: *a* — изогнутый образец, *b* — образец после разгрузки, *c* — после последующего нагрева до 373 К, *d* — после охлаждения до 77 К.

Результаты экспериментов и их обсуждение

На рис. 2 представлены зависимости остаточной деформации после разгрузки ($\epsilon_{\text{ост}}$) от заданной (ϵ) для образцов сплава $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ с различной объемной долей кристаллической фазы. Видно, что аморфный образец полностью восстанавливает свою деформацию при заданной деформации менее 6%. Следовательно, деформация до 6% является упругой. В частично или полностью кристаллизованных образцах уже при деформировании до малых значений ϵ наблюдается остаточная деформация. Чем больше объемная доля кристаллической фазы, тем больше величина остаточной деформации, при одинаковом значении заданной деформации. Так в образце с объемной долей кристаллической фазы $\Phi_{\text{кр}} = 40\%$ деформация до 2,5% приводит к накоплению остаточной деформации 0,27%, в то время как в образце с $\Phi_{\text{кр}} = 100\%$ остаточная деформация достигает 0,64%.

Известно, что в полностью кристаллическом сплаве на основе TiNi неупругая деформация в мартенситной фазе осуществляется за счет механизма переориентации мартенситных доменов. Этот процесс осуществляется до тех пор, пока весь объем мартенсита не трансформируется из полидоменного состояния в монодоменизированное [3]. При исчерпании механизма переориентации деформирование осуществляется за счет дислокационного скольжения. Естественно полагать, что деформирование кристаллической фазы в аморфно-кристаллических образцах происходит в той же последовательности. Вместе с тем, наличие аморфной фазы может приводить к действию дополнительного механизма неупругой деформации — пластического течения в аморфной составляющей. Таким образом, аморфно-кристаллические сплавы могут неупруго дефор-

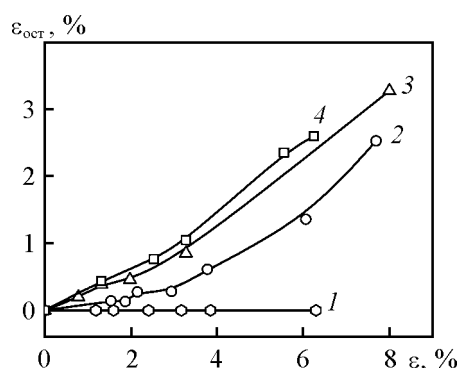


Рис. 2. Зависимость остаточной деформации ($\epsilon_{\text{ост}}$) от заданной (ϵ) в образцах сплава $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ с объемной долей кристаллической фазы 0% (1), 40% (2), 70% (3) и 100% (4).

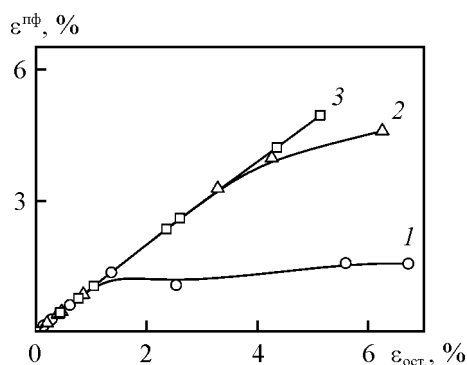


Рис. 3. Зависимость величины эффекта памяти формы ($\epsilon^{\text{пф}}$) от остаточной деформации ($\epsilon_{\text{ост.}}$) в образцах с объемной долей кристаллической фазы 40% (1), 70% (2) и 100% (3).

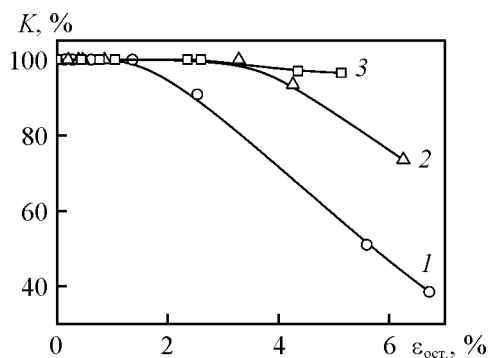


Рис. 4. Зависимость коэффициента возврата деформации (K) от остаточной деформации ($\epsilon_{\text{ост.}}$) в образцах с объемной долей кристаллической фазы 40% (1), 70% (2) и 100% (3).

мироваться за счет трех механизмов: переориентации мартенситных кристаллов, дислокационного скольжения в кристаллической фазе и пластического деформирования аморфной фазы. Лишь первый из этих механизмов является обратимым при нагревании. Для того чтобы установить вклад этого механизма в процесс деформирования аморфно-кристаллических сплавов, исследовали способность деформированных сплавов восстанавливать неупругую деформацию при нагревании.

На рис. 3 представлены зависимости величины эффекта памяти формы ($\epsilon^{\text{пф}}$) от остаточной деформации ($\epsilon_{\text{ост.}}$) для образцов с объемной долей кристаллической фазы 40, 70 и 100%. Видно, что на кривых можно выделить два участка. На первом этапе, при остаточной деформации ниже некоторого значения $\epsilon^{\text{кр}}$, величина $\epsilon^{\text{пф}}$ линейно возрастает с увеличением остаточной деформации, то есть вся деформация, накопленная в сплаве при деформировании, возвращается при нагревании за счет реализации эффекта памяти формы. Однако при деформациях, превы-

шающих значение $\epsilon^{\text{кр}}$, часть остаточной деформации не восстанавливается при нагревании до 373 К. Значение $\epsilon^{\text{кр}}$, характеризующее способность сплава деформироваться обратимым образом, зависит от типа фазового перехода. Сплав $\text{Ti}_{40,7}\text{Hf}_{9,5}\text{Ni}_{44,8}\text{Cu}_5$ испытывает $\text{B2} \leftrightarrow \text{B19}'$ переход, и, как известно, $\epsilon^{\text{кр}}$ может составлять 8–10% для полностью кристаллического сплава. Очевидно, что в аморфно-кристаллических сплавах значение $\epsilon^{\text{кр}}$ будет определяться долей кристаллической фазы, поскольку с увеличением объемной доли кристаллической фазы большая часть материала претерпевает обратное мартенситное превращение, а, следовательно, больший объем сплава может деформироваться за счет обратимого механизма переориентации.

На рис. 4 представлены зависимости коэффициента возврата деформации, который вычисляли по формуле

$$K = \frac{\epsilon^{\text{пф}}}{\epsilon_{\text{ост}}} \cdot 100\%,$$

где $\epsilon^{\text{пф}}$ — величина эффекта памяти формы, а $\epsilon_{\text{ост}}$ — величина остаточной деформации, от остаточной деформации для образцов с различной объемной долей кристаллической фазы. На зависимостях $K(\epsilon_{\text{ост}})$ наблюдается участок, на котором коэффициент возврата равен 100%. Протяженность этого участка увеличивается по мере нарастания объемной доли кристаллической фазы в сплаве. В том случае, когда $\epsilon_{\text{ост}} > \epsilon^{\text{кр}}$, коэффициент возврата резко уменьшается, что связано с тем, что сплав при деформациях выше $\epsilon^{\text{кр}}$ начинает деформироваться неупруго за счет дислокационного скольжения в кристаллической фазе и пластической деформации аморфной составляющей.

Таким образом, результаты исследования показали, что неупругая деформация на начальном этапе деформирования в аморфно-кристаллических лентах осуществляется за счет механизма переориентации мартенситных доменов. Этот процесс продолжается до тех пор, пока остаточная деформация не превысит значения $\epsilon^{\text{кр}}$, зависящего от доли кристаллической фазы. Величина $\epsilon^{\text{кр}}$ является максимальной деформацией, реализуемой за счет переориентации мартенсита. В образце с 100% кристаллической фазы $\epsilon^{\text{кр}}$ близко к 6%. Если полагать, что $\epsilon^{\text{кр}}$ пропорционально $\Phi_{\text{кр}}$, то в образце с 40% кристаллической фазы величина $\epsilon^{\text{кр}}$ должна составлять около 2,4%. Однако, как видно из рис. 4, в образце с 40% кристаллической фазы величина $\epsilon^{\text{кр}}$ составляет лишь 1,23%, что значительно меньше ожидаемой величины. Отсюда можно заключить, что необра-

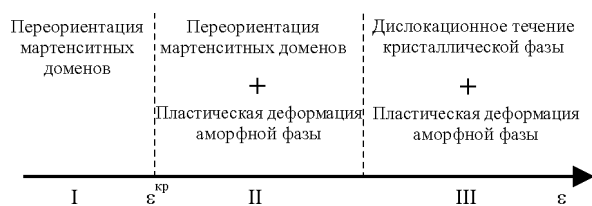


Рис. 5. Схема смены механизмов деформирования в аморфно-кристаллическом сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ при нарастании деформации.

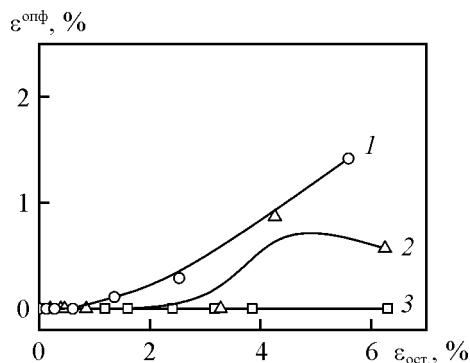


Рис. 6. Зависимость величины эффекта обратимой памяти формы ($\epsilon^{опф}$) от остаточной деформации ($\epsilon_{ост.}$) в образцах с объемной долей кристаллической фазы 40% (1), 70% (2) и 100% (3).

тимая деформация в аморфно-кристаллическом сплаве возникает прежде того, как ресурс обратимого механизма неупругой деформации — переориентации мартенситных доменов — выработался полностью. Такое поведение нехарактерно для кристаллического сплава $TiNi$ [3] и, как показывают полученные результаты, проявляется лишь в смешанном аморфно-кристаллическом состоянии. Следовательно, есть основания полагать, что необратимая деформация при $\epsilon_{ост.} > \epsilon_{кр}$ может быть обусловлена неупругим деформированием аморфной фазы. Тогда последовательность инициирования различных механизмов неупругого деформирования аморфно-кристаллического сплава может быть представлена следующим образом (рис. 5). На первом этапе $\epsilon_{ост.} < \epsilon_{кр}$ неупругое деформирование осуществляется за счет переориентации мартенситных доменов. На втором этапе $\epsilon_{ост.} > \epsilon_{кр}$ наряду с переориентацией начинается пластическое течение в аморфной фазе. На третьем этапе в кристаллической фазе происходит смена механизма деформирования с переориентации мартенситных доменов на дислокационное скольжение. Следует подчеркнуть, что на этапе II происходит не только деформирование аморфной фазы, но и переориентация мартенситных доменов в кристаллической фазе. Это подтверждается

тем, что величина $\epsilon^{пф}$ на этом этапе продолжает увеличиваться. Так в образце с 70% кристаллической фазы увеличение остаточной деформации от 3,27 до 6,25% способствует возрастанию $\epsilon^{пф}$ от 3,27 до 4,6%, при этом коэффициент возврата уменьшается от 100 до 73,5%. В образце с 40% кристаллической фазы увеличение остаточной деформации от 1,36 до 6,72% приводит к росту величины $\epsilon^{пф}$ от 1,36 до 1,56%, при этом коэффициент возврата уменьшается от 100 до 38,6%. Увеличение доли кристаллической фазы смещает границы этапов, и в полностью кристаллическом образце этап II исчезает, поскольку в образце отсутствует аморфная фаза.

Кроме механизмов деформирования и эффекта памяти формы в аморфно-кристаллических лентах сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ была исследована способность образцов к самопроизвольному деформированию при термоциклировании через интервал мартенситных переходов. На рис. 6 представлены зависимости величины эффекта обратимой памяти формы ($\epsilon^{опф}$) от величины остаточной деформации ($\epsilon_{ост.}$) для аморфно-кристаллических образцов сплава $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ с различной объемной долей кристаллической фазы. Видно, что в полностью кристаллическом образце эффект обратимой памяти формы не проявляется, а в образцах, содержащих 40 и 70%, наблюдается самопроизвольное деформирование, при этом, чем больше остаточная деформация, тем больше величина $\epsilon^{опф}$. Необходимо отметить, что в образце с 40% кристаллической фазы эффект обратимой памяти формы наблюдается при существенно меньших остаточных деформациях, чем в образце с 70% кристаллической фазы. Известно, что для реализации эффекта обратимой памяти формы необходимо наличие полей ориентированных внутренних напряжений. В полностью кристаллическом образце они создаются дислокационной структурой после предварительного деформирования [3]. В аморфно-кристаллических сплавах такие поля могут создаваться не только непосредственно дислокациями в кристаллической фазе, но и на границах аморфной и кристаллической фаз. Поскольку эффект обратимой памяти формы наблюдается только при сосуществовании аморфной и кристаллической составляющих, то можно утверждать, что в аморфно-кристаллических сплавах поля ориентированных внутренних напряжений создаются в основном на границах между аморфной и кристаллической фазами. Однако следует отметить, что при значительной объемной доле аморфной фазы в аморфно-кристаллическом сплаве, несмотря на обилие границ, эффект обратимой памяти формы будет мал, поскольку обратимая деформация реализуется исключительно

в кристаллической фазе. Очевидно, что существует некоторое оптимальное соотношение между объемными долями кристаллической и аморфной фаз, при котором в сплаве наблюдается максимальное значение величины эффекта обратимой памяти формы.

Выводы

Механические свойства и способность к возврату неупругой деформации при нагревании в аморфно-кристаллических сплавах определяются соотношением объемных долей кристаллической и аморфной фаз.

В аморфно-кристаллических сплавах в процессе деформирования реализуются различные механизмы неупругой деформации: переориентация мартенситных доменов, дислокационное скольжение, деформация аморфной фазы. Переход от одного механизма деформирования к другому или их сочетанию происходит при различных деформациях в зависимости от содержания кристаллической фазы.

Эффект обратимой памяти формы наблюдается в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ в том случае, когда в материале сосуществуют аморфная и кристаллическая фазы.

Литература

1. Судзуки К., Фудзимори Х., Хасимото К.. Аморфные металлы. М.: Металлургия, 1987, 328 с.
2. Беляев С.П., Реснина Н.Н., Шеляков А.В. Мартенситные превращения и эффект памяти формы в частично кристаллизованном сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$. Журнал функциональных материалов, 2007, № 4, с. 151 – 155.
3. Сплавы никелида титана с памятью формы. Ч.1. Структура, фазовые превращения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 2006, 428 с.
4. Bellouard Y. Shape memory alloys for microsystems: A review from a material research perspective. Materials Science and Engineering A, 2008, v. 481 – 482, p. 582 – 589.
5. Resnina N., Belyaev S., Shelyakov A. Martensitic transformations in amorphous-crystalline Ti – Ni – Cu and Ti – Hf – Ni – Cu thin ribbons. EPJ ST, 2008, v. 158, no. 1, p. 21 – 26.
6. Yunxiang Tong, Young Liu, Zeliang Xie. Characterization of rapidly annealed $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ melt-spun ribbon. Journal of Alloys and Compounds, 2008, v. 456, Iss. 1 – 2, p. 170 – 177.
7. Waitz T., Spisak D., Hafner J., Karthaler H.P. Size-dependent martensitic transformation path causing atomic-scale twinning of nanocrystalline NiTi shape memory alloys. Europhysics Letters, 2005, v. 71, no. 1, p. 98 – 103.
8. Santamarta R., Schryvers D. Effect of amorphous-crystalline interfaces on the martensitic transformation in $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$. Scripta Materialia, 2004, v. 50, p. 1423 – 1427.
9. Santamarta R., Schryvers D. Twinned b.c.c spherical particles in a partially crystallized $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ melt-spun ribbon. Intermetallics, 2004, v. 12, p. 341 – 348.
10. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффект памяти формы. Л.: Изд-во Ленингр. Ун-та, 1987, 216 с.

Беляев Сергей Павлович — Санкт-Петербургский государственный университет, математико-механический факультет, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области материаловедения. E-mail: spb@smel.math.spbu.ru.

Реснина Наталья Николаевна — Санкт-Петербургский государственный университет, математико-механический факультет, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области материаловедения. E-mail: resnat@mail.ru.

Слесаренко Вячеслав Юрьевич — Санкт-Петербургский государственный университет, математико-механический факультет, младший научный сотрудник, аспирант. E-mail: sl.slesarenko@gmail.com.

Шеляков Александр Васильевич — Национальный исследовательский ядерный университет “МИФИ”, кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник. Специалист в области материаловедения. E-mail: alex-shel@mail.ru.