

## НАВЕДЕНИЕ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti–Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Рыклина Е. П., Прокошкин С. Д., Чернавина А. А., Крейцберг А. Ю.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,  
Москва, Россия,  
[ryklina@tmo.misis.ru](mailto:ryklina@tmo.misis.ru)*

Функциональные свойства (ФС) сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti–Ni, базирующиеся на параметрах эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ), определяются сочетанием ряда факторов: структуры высокотемпературной фазы, последовательности превращений, термомеханических параметров процесса наведения ЭПФ и ОЭПФ. Закономерности формирования структуры в И2-аустените этих СПФ при использовании схемы низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) с последеформационным отжигом и их связь с ФС исследованы достаточно полно [1–3].

Настоящую работу проводили с целью изучения влияния исходной структуры В2-аустенита (наносубзеренной, нанокристаллической, субмикрокристаллической и рекристаллизованной), фазы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, выделяющейся при старении, и параметров внешних воздействий при наведении ЭПФ и ОЭПФ на их реализацию в СПФ Ti–Ni, и изыскания дополнительных возможностей управления этими свойствами в готовых изделиях.

Исследовали сплавы Ti–50,7 ат.%Ni (стареющий) и Ti–50,0 ат.%Ni (нестареющий) в различных структурных состояниях. Сплавы подвергали низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) волочением с умеренной деформацией ( $e = 0.3$ ) и интенсивной пластической деформации (ИПД) прокаткой ( $e = 1.55$ ). Последеформационный отжиг (ПДО) проводили в диапазоне температур 250–600 °С в течение 30 мин – 10 ч для получения разных структурных состояний. В качестве контрольной обработки (КО) служила закалка от 700 °С (рекристаллизованное состояние аустенита).

Наведение эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) осуществляли по схеме деформации изгибом в состоянии В2-фазы с реализацией превращений В2 → R → В19' и последующим охлаждением в заневоленном состоянии, выбранной на основании результатов работ [4–6]. Величину полной наводимой деформации  $\varepsilon_t$  варьировали в интервале 10–18%. Определяли деформацию упругой отдачи  $\varepsilon_{el}$ , остаточную деформацию  $\varepsilon_f$ , обратимую деформацию ЭПФ  $\varepsilon_r$  и ОЭПФ  $\varepsilon_{TW}$ . Критерий эффективности ОЭПФ  $\eta$  определяли по формуле  $\eta = \varepsilon_{TW}/\varepsilon_f \times 100\%$ .

Эволюцию ФС на различных стадиях старения исследовали на сплаве Ti–50,7 ат.%Ni с исходной наносубзеренной структурой при изотермическом отжиге (430 °С, 20 мин – 10ч).

Исследовали влияние величины остаточной деформации  $\varepsilon_f$  на величину ОЭПФ  $\varepsilon_{TW}$  при варьировании температуры нагрева в конце цикла наведения ЭПФ.

Структурные исследования проводили на электронном микроскопе JEOL 2100, с ускоряющим напряжением 200 кВ. По результатам измерения величины зерна строили гистограммы. Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре ДРОН–3 с низкотемпературной приставкой УРНТ-180. Съёмку рентгеновских линий проводили в CuK $\alpha$  и CoK $\alpha$  - излучениях при комнатной температуре (20 °С), 60 °С и 100 °С.

Электронномикроскопическое исследование позволяет проследить закономерности формирования структуры при изменении температуры и времени ПДО сплава Ti–50.7% Ni на начальной стадии полигонизации (350 °С, 20 мин) и при дальнейшем

совершенствовании полигонизованной («наносубзеренной») субструктуры (430 °С, 10 мин 3 ч). После выдержки 10 ч при 430°С размер субзерен остается в нанометрическом диапазоне (размер большинства субзерен не превышает 100 нм). Интенсивная пластическая деформация (НТМО,  $e = 1.55$ ) сплава Ti–50.7%Ni приводит к формированию смешанной аморфной структуры (20 %) и нанокристаллической (80%) структуры аустенита [7]. После ПДО при 450 °С, 1 ч происходит нанокристаллизация аморфной фазы, структура становится полностью нанокристаллической с размером зерна аустенита 50–100 нм. Увеличение времени выдержки при 450 °С до 10 ч сопровождается ростом зерна и переходом структуры в разряд субмикроструктуральной, при этом наблюдаются скопления зерен с размером 0.2–0.3 мкм и наряду с ними зерна значительно большего размера – до 1 мкм. При увеличении времени выдержки до 50 ч неоднородная зеренная структура сохраняется: наблюдаются скопления зерен размером 0.2–0.4 мкм, а также области с крупными зернами, размер которых находится в диапазоне 1.5–2.5 мкм. После ПДО в течение 10-50 ч по границам зерен различимы мельчайшие игольчатые выделения, которые можно интерпретировать как фазу Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub>, но четкой дифракционной картины на электронограммах они не дают.

В тоже время, рентгенографически удалось идентифицировать фазу Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> по наличию на рентгенограмме ее характерной линии (21-1): она, действительно, выделяется при отжиге в сплаве Ti–50,7 % Ni как наносубзеренном, так и в нано- и субмикроструктуральном состояниях. Это опровергает предположение об отсутствии старения при размере зерна аустенита меньше 200 нм, высказанное в работе [8].

Влияние времени выдержки при старении на ФС исследовали на сплаве Ti–50,7 ат.%Ni при изотермическом отжиге (430°С, 20 мин – 10 ч). В материале с исходной наносубзеренной структурой увеличение времени старения с 20 мин до 10 ч оказывает выраженное влияние на все исследуемые параметры: температура обратного мартенситного превращения повышается  $A_k$  с – 4 до 33 °С, а обратимая деформация  $\epsilon_r$  – с 7.7 до 15% и  $\epsilon_{TW}$  с 1 до 2%, т.е на 100% (табл. 1). В сплаве с рекристаллизованной структурой увеличение времени старения с 3 до 10 ч приводит к увеличению  $\epsilon_r$  с 13 до 14.5 % и  $\epsilon_{TW}$  с 4.5 до 5.4%. В нано- и субмикроструктуральном сплаве увеличение времени выдержки при старении практически не влияет на ФС.

**Таблица 1.** Эволюция параметров ЭПФ и ОЭПФ сплава Ti–50.7%Ni в процессе изотермического отжига при 430°С ( $\epsilon_t=15$  %, время выдержки под нагрузкой 30 с)

№ пп	Время выдержки, ч	$A_k$ , °С	$\epsilon_{el}$ , %	$\epsilon_r$ , %	$\epsilon_{TW}$ , %	$\eta$
1.	0.3	– 4	7.5	7.5	1.0	13.9
2.	3	33	0	13.8	1.3	9.1
3.	10		0	14.8	2	13.5

Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,7%Ni ( $\epsilon_r = 16,6$  %) обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (1 – 5 мкм) зерном, полученная в результате ПДО при 600°С, 1 ч после НТМО с умеренной деформацией. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,0%Ni ( $\epsilon_r = 10,4$  %) обеспечивает смешанная структура (полигонизованная и рекристаллизованная) полученная в результате отжига при температуре 450°С, 30 мин и нагрева при реализации ЭПФ 250°С (таблица 2). Наибольшую величину  $\epsilon_{TW}$  в обоих сплавах  $\epsilon_{TW} \cong 4,5$  % (Ti–50,0%Ni) и  $\epsilon_{TW} = 5,4$  % (Ti – 50,7%Ni). обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита.

Увеличение температуры нагрева в конце цикла наведения ЭПФ и ОЭПФ со 100 до 200°C проявляется в синхронном уменьшении величины остаточной деформации  $\epsilon_f$  и  $\epsilon_{TW}$ .

**Таблица 2.** Функциональные свойства сплава Ti–50.7%Ni в различных структурных состояниях

Режим обработки	Тип структуры аустенита	Размер зерна, мкм	Функциональные свойства						
			$\tau^*$ , с	$\epsilon_t$ , %	$\epsilon_{el}$ , %	$\epsilon_f$ , %	$\epsilon_r$ , %	$\epsilon_{TW}$ , %	$\eta$
Сплав Ti–50.7%Ni									
НТМО + 430°C, 10 ч	Наносубзеренная (полигонизованная)	<0.1 (субзерно)	30	15	0	0.2	14.8	2	13.5
			30	17.9	2.9	0.2	14.8	1.4	9.5
			60	15	0	0.3	14.7	2.2	15
ИПД + 450°C, 1 ч	Нанокристаллическая	0.03–0.07	30	16	3.5	2	10.5	2	19
ИПД + 450°C, 10 ч	Субмикрорекристаллическая	≤1	30	15.2	6.4	0.1	8.7	2.7	31
НТМО + 600°C, 1 ч	Рекристаллизованная	≤5	30	17.9	0.3	1.0	16.6	2.7	16.4
700°C, 20 мин + 430°C, 10 ч	Рекристаллизованная	≤10	30	15	0	0.5	14.5	5.4	37
			30	17.9	2.9	0.5	14.5	4.9	34
			180	15	0	0.8	14.2	5.4	38
Сплав Ti–50.0%Ni									
НТМО + 450°C, 0.5 ч	Полигониз. + рекристаллиз.	≤0.7	30	15	2.3	2.3	10.4	1.2	11.5
НТМО + 500°C, 0.5 ч	Рекристаллизованная	≤1	30	16	5.1	3.4	7.4	4.5	59

\*– время выдержки под нагрузкой при наведении ЭПФ

## Выводы

1. Рентгенографически обнаружено выделение фазы  $Ti_3Ni_4$  в сплаве Ti–50.7%Ni с наносубзеренной, нано- и субмикрорекристаллической структурой аустенита при отжиге после умеренной и интенсивной деформации соответственно.
2. Закономерности изменения параметров ЭПФ и ОЭПФ в нано- и субмикрорекристаллическом сплаве Ti–50.7%Ni после ИПД и полигонизованном (наносубзеренном) после обычной НТМО различны: в нано- и субмикрорекристаллическом сплаве практически отсутствует упругая отдача при разгрузке до наводимой деформации 8.5%, в то время как в она всегда присутствует в сплаве, полигонизованном после обычной НТМО, и минимальна при наводимой деформации 15 %;
3. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti–50,7%Ni ( $\epsilon_r=16,6$  %) обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (1 – 5 мкм) зерном, полученная в результате ПДО при 600°C, 1 ч после НТМО с умеренной деформацией. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,0%Ni ( $\epsilon_r = 10,4\%$ ) обеспечивает смешанная структура (полигонизованная и рекристаллизованная) полученная в результате отжига при температуре 450°C, 30 мин. Наибольшую величину  $\epsilon_{TW} = 4,5\%$  (Ti – 50,0%Ni) и 5.4% (Ti – 50,7%Ni) обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита.
4. Влияние времени выдержки при старении на параметры ЭПФ и ОЭПФ зависит от структурного состояния сплава: увеличение времени старения с 20 мин до 10 ч сплава Ti – 50,7%Ni после НТМО с умеренной деформацией и контрольной обработки значи-

тельно улучшает параметры ЭПФ и ОЭПФ; в нано – и субмикрорекристаллическом сплаве это влияние практически не выражено.

### Список литературы

1. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. V. Brailovski, S. Prokoshkin, P.Terriault, F. Troshu (Eds.). Montreal: ETS Publ., 2003, 851 p.
2. I.Yu.Khmelevskaya, S.D.Prokoshkin, V.Brailovski, K.E.Inaekyan, V.Demers, I.B.Gurtovaya, A.V.Korotitskiy, S.V.Dobatkin. Functional properties of Ti-Ni based shape memory alloys. *Advances in Science and Technology*, 2008, v.59, p.156-161.
3. V.Brailovski, S.Prokoshkin, I.Khmelevskaya, K.Inaekyan, V.Demers, S.Dobatkin, E.Tatyanin. Interrelations between the properties and structure of thermomechanically treated equiatomic Ti-Ni alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, v.438-440, p.597-601.
4. Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, Н.Н. Перевощикова. Исследование параметров Э.П.Ф. и О.Э.П.Ф., наведенных термомеханической тренировкой в сплаве Ti-Ni. *Журнал функциональных материалов*, 2008, п. 2, № 2, с. 60–66.
5. Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, Н.Н. Перевощикова. Исследование влияния термомеханических условий наведения и структуры на эффекты памяти формы Ti-Ni. *Материаловедение*, 2010, № 1, с. 2-9.
6. E.P.Ryklina, S.D.Prokoshkin, A.A.Chernavina. Shape memory behavior of nanostructured Ti-Ni alloy. *Proc. 8<sup>th</sup> European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2009, 07-11.09.2009, Prague, EDP sciences, 2009, DOI: 10.1051/esomat/200905025, p. 1-6.*
7. S.Prokoshkin, V.Brailovski, K.Inaekyan, V.Demers, I.Khmelevskaya, S.Dobatkin, E.Tatyanin. Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti-Ni shape memory alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, v.481-482, p.114-118.
8. J.Burow, E. Prokofiev, R. Zarnetta, J. Frenzel, R. Valiev, G. Eggeler. Precipitation of  $Ti_3Ni_4$  in ultrafine grained NiTi shape memory alloys. *Abstr. Book of 8<sup>th</sup> European Symposium on Martensitic Transformations ESOMAT 2009, 07-11.09.2009, Prague, p. 132.*

## РАСЧЕТ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И СТАЛИ

**Волков А. Е., Евард М. Е.**

*Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия*  
[evard@math.spbu.ru](mailto:evard@math.spbu.ru)

Благодаря уникальным функциональным свойствам, сплавы с памятью формы (СПФ) нашли применение в различных отраслях техники. Часто конструкции из СПФ используются в качестве рабочих элементов термомеханических приводов. Для обеспечения их многократного срабатывания элемент из СПФ соединяют с упругим элементом. При нагревании элемент из СПФ восстанавливает первоначальную форму, деформируя при этом упругий элемент и создавая в нем напряжение, которое при охлаждении инициирует в элементе из СПФ эффект пластичности превращения, так что он накапливает неупругую деформацию, а напряжения в системе релаксируют. Многократное срабатывание привода обеспечивается теплосменами. Обычно упругое тело и элемент из СПФ соединяют друг с другом механически. Предложенный в работе [1] способ получения биметаллической пластины из никелида титана и стали путем холодной сварки взрывом дает возможность использовать иное конструктивное решение, когда два элемента – упругий и функциональный – составляют одно тело, что приводит к максимальной компактности устройства.