

**ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕПЛОЙ ПРОКАТКЕ НА СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$** 

Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Тимкин В.Н.

*ФГБУН Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

lotkov@ispms.tsc.ru

Широкое применение сплавов на основе никелиде титана с термомеханической памятью в различных областях техники и медицины обуславливает актуальность поиска новых подходов к повышению их прочностных свойств при сохранении пластичности и высокого ресурса проявления неупругих свойств (эффекты памяти формы, ЭПФ, и сверхэластичности), связанных с протеканием в них термоупругих мартенситных превращений (МП) кубической B2 фазы в ромбоэдрическую R и моноклинную B19' мартенситные фазы. Решением задачи получения объёмных полуфабрикатов с повышенными прочностными свойствами является формирование в этих материалах микро-, субмикро- и нанокристаллических структур, что достигнуто, например, при тёплом равноканально-угловом прессовании [1], тёплом абс-прессовании [2].

В данной работе представлены результаты исследований структуры, мартенситных превращений и проявления сверхэластичности и ЭПФ в массивных образцах сплава  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (ат.%) в зависимости от степени деформации, заданной при тёплой изотермической (723К) прокатке в ручьевых вальцах.

Исходные крупнозернистые образцы после отжига при 773К (1ч.) испытывали последовательность МП  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$  (размеры зёрен и температуры МП приведены в табл.1). Истинная деформация за один проход ( $e = \ln(S_0/S)$ , где  $S_0$  и  $S$  – площади поперечного сечения образцов до и после деформирования) составляла 0.03-0.04. Каждый цикл прокатки включал в себя нагрев образца до 723К в течение 3 мин., обжатие и повторный проход через канал того же сечения. Суммарная величина истинной деформации при прокатке достигала  $e=1.8$ .

Обнаружено, что при тёплой прокатке в сплаве  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (ат.%) выявляются три стадии эволюции зёрненной структуры. Первая стадия ( $e < 0.2$ ) характеризуется интенсивным развитием как локализации деформации в масштабах конгломератов зёрен, так и внутризёрненной микрофрагментации в результате множественного дислокационного скольжения; структура образцов остаётся крупнозернистой, зёрна – квазиравноосными, а средний размер зёрен при  $e=0.07$  увеличивается в  $\sim 3$  раза, таблица 1, в результате развития динамической собирательной рекристаллизации. На

второй стадии прокатки ( $0.2 \leq e \leq 0.8$ ) зёрна приобретают неравноосную форму с ориентацией длинной оси вдоль направления прокатки, а их размеры уменьшаются. На третьей стадии ( $0.8 \leq e \leq 1.8$ ) сформировавшаяся микрополосовая структура с геометрически необходимыми границами качественно не изменяется, ширина микрополос уменьшается, и, соответственно, уменьшаются размеры рекристаллизованных зёрен/субзёрен до микро- и субмикрорекристаллического масштабов, а их форма приближается к квазиравноосной, таблица 1. Результаты исследования методом просвечивающей электронной микроскопии и дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD), позволяют предполагать, что на второй и третьей стадиях измельчение зёрненно-субзёрненной структуры происходит по механизму непрерывной динамической рекристаллизации.

**Таблица 1.** Зависимости среднего размера зёрен, коэффициента неравноосности их формы  $\langle k \rangle$ , температур мартенситных превращений и величин эффектов сверхэластичности и ЭПФ от  $e$  (при  $\gamma_{\text{гп}} \leq 0.1\%$ )

$e$	$\langle d_{\text{max}} \rangle$ , мкм	$\langle d_{\perp} \rangle$ , мкм	$\langle k \rangle$	$T_R$ , К	$M_H$ , К	$M_K$ , К	$A_H$ , К	$A_K$ , К	$\gamma_{\text{гп}} \leq 0.1\%$		
									$\gamma_{\text{св.}}$ , %	$\gamma_{\text{ЭПФ}}$ , %	$\gamma_{\text{гп}}^{\Sigma}$ , %
0.00	33.4	24.9	1.39	305	268	226	268	292	7.3	3.2	10.5
0.07	94.0	67.0	1.24	323	273	277	276	300	4.9	1.0	5.9
0.20	52.3	26.0	2.34	321	285	238	296	308	2.9	5.6	8.5
0.40	18.2	7.8	2.46	323	292	239	298	315	-	-	-
0.80	13.8	4.9	3.30	323	289	244	298	314	2.8	5.7	8.5
1.20	8.7	3.3	2.64	323	292	240	296	315	4.0	6.0	10.0
1.60	-	-	-	-	-	-	-	-	3.8	5.2	9.1
1.80	2.8	1.6	1.70	323	290	246	302	315	4.7	5.0	9.7

**Примечание:**  $\langle d_{\text{max}} \rangle$ ,  $\langle d_{\perp} \rangle$  – средние значения максимального и минимального размера зёрен;  $T_R$  – температура МП  $B2 \leftrightarrow R$ ;  $M_H$ ,  $M_K$  и  $A_H$ ,  $A_K$  – температуры МП  $R \rightarrow B19'$  и  $B19' \rightarrow R$ , соответственно.

В образцах, прокатанных при 723К, таблица 1, изменения последовательностей МП при охлаждении и нагреве не происходит ( $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ ), причем и температуры этих превращений при  $e \geq 0.2$  не изменяются, как следствие развития интенсивного динамического возврата и непрерывной динамической рекристаллизации при прокатке, таблица 1. Повышение (на ~20 градусов) температур МП в образцах, прокатанных с  $e < 0.2$ , в основном обусловлено завершением процесса старения (формирование выделений фазы  $Ti_3Ni_4$ ) при тёплой изотермической прокатке. Контрольный эксперимент показал, что после дополнительного отжига исходных образцов при 723К в течение 1ч. (сравнимо с длительностью выдержки образцов при 723К в процессе прокатки с суммарной деформацией  $e=0.2$ ) наблюдается примерно такое же повышение температур этих МП, как и непосредственно после прокатки с  $e=0.2$ .

Исследование сверхэластичности и ЭПФ от заданной степени деформации при прокатке проведены при кручении образцов. Величину эффекта сверхэластичности,  $\gamma_{св}$  (включая и гуковскую деформацию), принимали равной возврату деформации после изотермического ( $T_d=296K$ ) нагружения и последующей разгрузки образцов при этой же температуре. Величина ЭПФ,  $\gamma_{ЭПФ}$ , соответствовала возврату деформации при нагреве разгруженных образцов, а накопленная пластическая деформация,  $\gamma_{гр}$ , соответствовала остаточной деформации после завершения формовосстановления при нагреве. Практически значимым является полный возврат заданной деформации (без накопления остаточной деформации, то есть  $\gamma_{гр} \leq 0.1\%$ ). Из таблицы 1 видно, что в исходных образцах и в образцах, прокатанных с  $e=0.07$ , основная доля заданной при 296K деформации возвращается в режиме проявления эффекта сверхэластичности,  $\gamma_{св}$ , а доля мартенситной неупругой деформации, возвращаемой в режиме проявления ЭПФ,  $\gamma_{ЭПФ}$ , в 2-5 раз меньше  $\gamma_{св}$ . В образцах же, прокатанных с  $e$  от 0.2 до 1.8 доминирует  $\gamma_{ЭПФ}$ . В целом, подобное изменение соотношения  $\gamma_{св}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  коррелирует с закономерным изменением температур МП в зависимости от  $e$ , обуславливая увеличение объёмной доли мартенсита В19', сохраняющего стабильность при  $T_d=296K$  после изотермической разгрузки образцов с  $e \geq 0.2$  и, соответственно, увеличение  $\gamma_{ЭПФ}$ .

В заключительно отметим, что значительное изменение размеров зёрен в процессе тёплой изотермической прокатки с  $e$  от 0.2 до 1.8 приводит к изменению соотношения  $\gamma_{св}$  и  $\gamma_{ЭПФ}$  после нагружения при 296K, не сопровождающемся развитием пластического течения, но в целом величина обратимой мартенситной неупругой деформации,  $\gamma_{Ю}^{\Sigma} = \gamma_{св} + \gamma_{ЭПФ}$ , сохраняется на высоком уровне.

Работа поддержана РФФИ (проект №13-08-90421 Укр\_ф\_а) и Программой фундаментальных исследований СО РАН (проект III.23.2.2.).

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объёмные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Гирсова Н.В., Табаченко А.Н., Вопросы материаловедения. – 2008. – №1(53). – С.161-165.