

## ВЛИЯНИЕ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ АВС-ПРЕССОВАНИИ И ПРОКАТКЕ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

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

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

lotkov@ispms.tsc.ru

Необходимым условием современного этапа применения сплавов на основе никелида титана, является повышение пределов текучести и прочности, что достигается при формировании в них ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Большие пластические деформации сплавов на основе TiNi при температурах ниже 573 К приводят к частичной аморфизации структуры, что приводит к повышению хрупкости. При «горячей» деформации ( $T > 0,5T_{пл}$ ) формируются по механизму прерывистой динамической рекристаллизации (ДР) либо крупнозернистые, либо мелкокристаллические структуры сплавов. Наиболее эффективное измельчение зёрновой структуры достигается в результате ИПД в интервале температур «теплого» деформирования ( $0,3 < T/T_{пл} < 0,5$ ). Целью работы является изучение изменений микроструктуры и фазового состава, а также температур и последовательностей мартенситных превращений (МП) в образцах сплавов на основе TiNi после изотермической «тёплой» (723 К) ИПД.

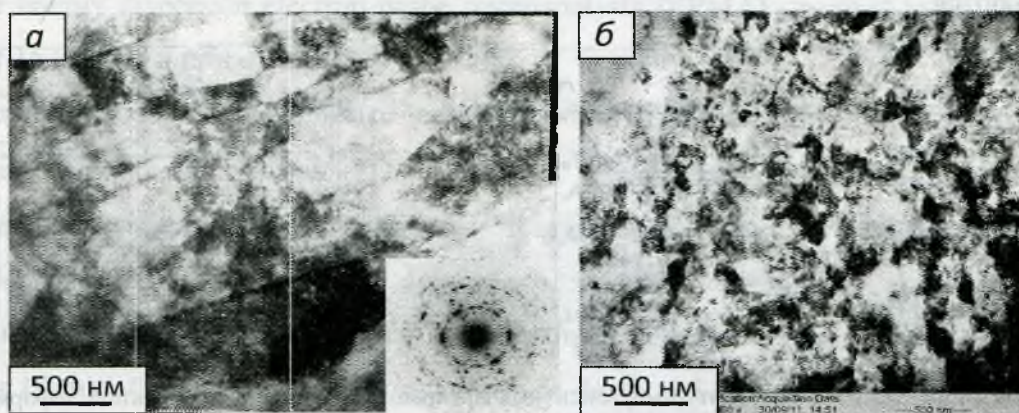
Деформацию образцов сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  (ат.%) методом *abc*-прессования осуществляли в прессформе. Каждый цикл прессования включал деформацию в трех взаимно перпендикулярных направлениях. Скорость деформирования составляла 0,16–0,18 с<sup>-1</sup>. При каждой осадке истинная деформация,  $\epsilon$ , достигала 0,3. Для набора нужной деформации цикл повторяли несколько раз. В итоге, достигалась величина истинной деформации  $\epsilon$  равной 8,44. В исходном состоянии при комнатной температуре основной объем образцов имеет структуру моноклинного мартенсита B19'. Средний размер зерен в исходных образцах составляет ~40 мкм.

Результаты исследований позволяют сформулировать следующую схему эволюции микроструктуры при теплом *abc*-прессовании. В начальной стадии деформации в зоне ковочного креста достигается критическая степень деформации, при которой становится возможным интенсивный рост зерен в ходе *abc*-прессования за счет



миграции границ зерен. В то же время в структуре крупнозернистых областей имеются признаки прерывистой ДР - образование зародышей на выступах и языках мигрирующих границ и последующий их рост. С увеличением  $e$  в зернах развиваются интенсивные процессы фрагментации с постепенным увеличением разориентировок фрагментов вплоть до высокоугловых, то есть реализуется непрерывная ДР.

Как показала просвечивающая электронная микроскопия, после деформации с  $e = 8,44$  большая часть объема образцов имеет полосовую микроструктуру с поперечным размером полос от 0,1 до 1,5 мкм. Данные полосы представляют собой пластины мартенсита B19' или двойники (рис. 1а). Оставшаяся часть объема образцов (~20%) содержит относительно равноосные структурные элементы размером менее 0,8 мкм (рис. 1б). Электронограммы имеют квазиколецевую структуру (рис. 1а), что обусловлено большой долей высокоугловых разориентаций фрагментов структуры образцов.



**Рисунок 1.** Микроструктура сплава  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  после изотермического (723 К) *abc*-прессования со степенью деформации  $e = 8,44$

Сплав с 50,8 ат.% Ni деформировали методом многопроходной «теплой» изотермической (723 К) прокатки в ручьевых вальцах. Заданная истинная деформация,  $e$ , в каждом цикле составляла  $0,3 \div 0,4$ . Средний размер исходных зёрен составляет 43 мкм. В области температур 293 К-321 К в образцах наблюдается в основном R фаза и фаза B2, а при  $T > 321$  К происходит мартенситное превращение  $R \rightarrow B2$ .

Особенностью начальной стадии прокатки ( $e = 0,07$ ) является двукратный рост среднего размера зерна (до  $d_{cp} = 92$  мкм). Вторая стадия эволюции зёренной структуры образцов наблюдается при накоплении  $e$  от 0,2 до 0,8. На этой стадии  $d_{cp}$  уменьшается, форма зёрен становится сугубо неравноосной, и зёрна ориентируются длинной осью преимущественно вдоль направления прокатки. Завершается эта стадия формированием микрополосовой структуры с геометрически необходимыми границами. Этот тип микроструктуры сохраняется до  $e \sim 2$ .



Температура МП в сплавах с 50,2 ат.% Ni и 50,8 ат.% Ni в зависимости от степени заданной деформации при *abc*-прессовании и прокатке представлены на рисунке 2. На рисунке 2а видно, что после *abc*-прессования, при увеличении  $\epsilon$  вплоть до 8,44, температуры МП практически не изменяются. Это связано с интенсивным развитием рекристаллизационных процессов в ходе теплового *abc*-прессования и, следовательно, отсутствием заметных остаточных напряжений, влияющих на температуры МП.

Из рисунке 2б следует, что последовательности МП прокатанных образцов остаются такими же, как и в исходном состоянии:  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  при охлаждении и  $B19' \rightarrow B19' + B2 \rightarrow R + B2 \rightarrow B2$  при нагреве. Максимальные изменения температур МП наблюдаются в образцах с малой величиной накопленной пластической деформации, не превосходящей  $\epsilon = 0.2$ . При  $\epsilon \geq 0.2$  двухфазная область  $B19' + R$  (интервал  $M_H - M_K$ ) сужается, и температуры МП при охлаждении и нагреве образцов не изменяются.

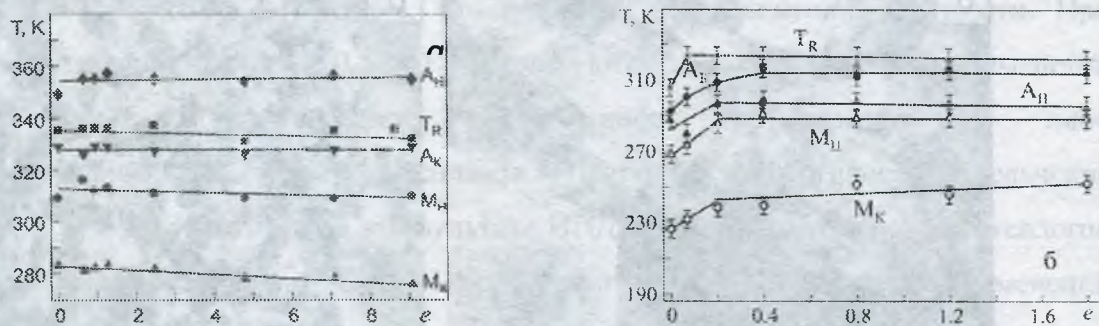


Рисунок 2. Зависимости температур мартенситных превращений от степени заданной деформации в образцах сплавов  $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  (а) и  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  (б)

### Выводы

1. В ходе теплового *abc*-прессования в образцах никелида титана формируется бимодальная зеренная структура, в которой в каждой структурной моде деформационные процессы развиваются по различным схемам, приводящих при больших степенях деформации к формированию по механизмам прерывистой и непрерывной ДР однородной мелкозернистой структуры во всем объеме образца.

2. Развитие рекристаллизационных процессов в ходе теплового *abc*-прессования и прокатки обеспечивает релаксацию остаточных внутренних напряжений, что обуславливает постоянство температур фазовых превращений.

Работа поддержана РФФИ (грант №13-08-90421 Укр\_ф\_а), Проектом СО РАН III.23.2.2 и Программой Президиума РАН №8, проект №21.