

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ R–B19' И B2–B19' МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД НАГРУЗКОЙ В СОСТАРЕННЫХ [001]-МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni<sub>50.6</sub>Ti

Суриков Н.Ю., Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

НИ ТГУ, г. Томск, Россия, [jet\\_n@mail.ru](mailto:jet_n@mail.ru)

Работа посвящена исследованию температурных зависимостей критических напряжений образования мартенсита, термического и механического гистерезисов и стадийности кривых  $\sigma(\epsilon)$  и  $\epsilon(T)$  в состаренных [001]-монокристаллах Ti–50.6ат. %Ni при деформации сжатием.

Монокристаллы Ti–50.6ат. %Ni выращены методом Бриджмена, образцы исследованы после закалки от 1253 К с последующим старением 573 К, 1.5 ч. Температура старения выбрана для выделения наноразмерных когерентных частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> [1–6], упрочняющих B2-фазу и расширяющих температурный интервал сверхэластичности (СЭ), а также, для получения широкого интервала между температурами образования R-фазы и B19'-мартенсита  $T_R - M_s^0$ . Температуры мартенситных превращений (МП) определены с помощью дифференциального сканирующего калориметра DSC 404 F1. Механические испытания проведены на испытательной машине Instron VHS 5969 при постоянной температуре и дилатометре ИМРС–1 со скоростью охлаждения/нагрева 10 К/мин. Погрешности измерений составляют 0.1 % для деформации, 2 К для температуры и 2 МПа для напряжений.

Показано [7], что старение при 573 К, 1.5 ч приводит к выделению частиц Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> размером  $d < 10$  нм. При охлаждении/нагреве в свободном состоянии прямое МП развиваются в две стадии через R-фазу: B2–R–B19'. Частицы Ti<sub>3</sub>Ni<sub>4</sub> не испытывают МП и способствуют накоплению упругой энергии, которая препятствует прямому и способствует обратному МП.

На кривых  $\epsilon(T)$  и  $\sigma(\epsilon)$  при развитии эффекта памяти формы (ЭПФ) и СЭ стадий, связанных с B2–R-превращением выше  $T_R$  или переориентацией вариантов R-мартенсита под нагрузкой ниже  $T_R$ , не наблюдается (рис. 1). Это связано с равенством нулю деформации B2–R МП для этой ориентации. Как видно из рис. 1, а, при увеличении приложенных напряжений в термоциклах охлаждение/нагрев температура начала МП под нагрузкой  $M_s^\sigma$  растет. При  $M_s^\sigma < T_R$  (соответствует напряжениям ниже 300 МПа) в циклах охлаждение/нагрев происходят R–B19' МП под нагрузкой. Это сопровождается уменьшением термического гистерезиса  $\Delta T_\sigma$  в 2 раза (72 – 31 К). При напряжениях  $\sigma \geq 300$  МПа  $M_s^\sigma > T_R$  наблюдаются B2–B19' МП, а  $\Delta T_\sigma$  не зависит от напряжений.

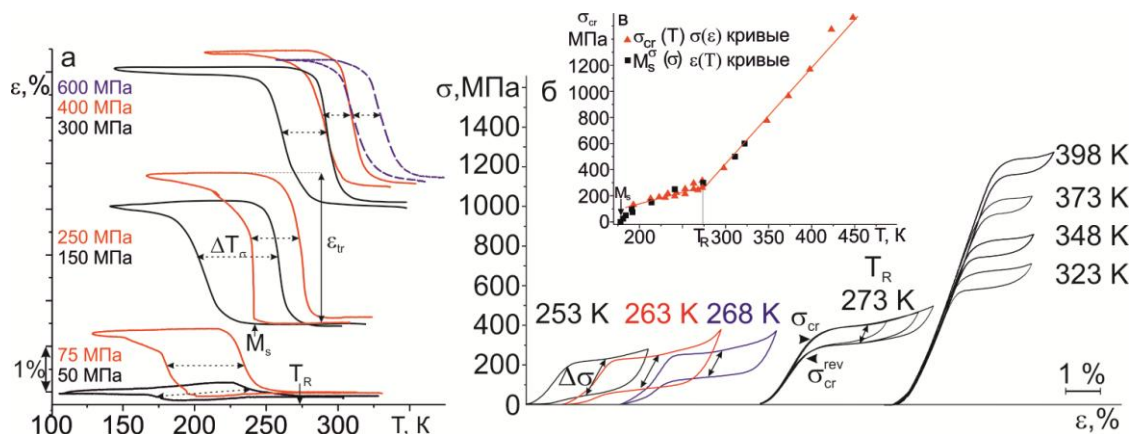


Рисунок 1 - Кривые  $\epsilon(T)$  при охлаждении/нагреве под нагрузкой (а); кривые  $\sigma(\epsilon)$  в циклах нагрузка/разгрузка при постоянной температуре (б); (в) для состаренных [001]-кристаллов Ti–50.6ат. %Ni при деформации сжатием

Аналогично, в циклах нагрузка/разгрузка при  $200 \text{ K} < T < T_R$  развиваются R–B19' МП под нагрузкой, т.к. при охлаждении без нагрузки до температуры испытания реализуется B2–R МП. СЭ наблюдается начиная с температуры  $A_f^0$ . До температуры  $T_R$

механический гистерезис  $\Delta\sigma$  уменьшается с ростом температуры от 180 МПа при 253 К до 90 МПа при  $T_R$ . При  $T > T_R$  под нагрузкой наблюдаются только  $B2-B19'$  МП, и гистерезис  $\Delta\sigma$  практически не зависит от температуры испытания (рис. 1, б).

Слабое изменение гистерезиса при развитии  $B2-B19'$  МП под нагрузкой может быть объяснено в модели Ройтбурда [8]. Фактор Шмида для раздвойнивания  $B19'$ -мартенсита при сжатии [001]-монокристаллов TiNi равны нулю [1, 2]. Поэтому, рост напряжений, при которых происходит превращение, не изменяет двойниковую структуру  $B19'$ -мартенсита и величину рассеяния энергии  $\Delta G_{diss}$  [8].

При  $R-B19'$  МП несмотря на отсутствие процессов раздвойнивания происходит уменьшение рассеяния энергии  $\Delta G_{diss}$  с ростом температуры и напряжений. Это происходит за счет изменения параметров решетки  $R$ -мартенсита. В [6, 8, 9] показано, что с уменьшением температуры от  $T_R$  до  $(T_R - 20)$  К угол элементарной ячейки  $R$ -фазы уменьшается от  $\alpha = 90^\circ$  до  $89.3^\circ$ , т.е. с уменьшением температуры растет различие между решетками  $R$ -мартенсита и аустенита. Это различие приводит к росту несоответствия решеток  $R$ -мартенсита и частиц  $Ti_3Ni_4$ , образовавшихся в  $B2$ -аустените, и обуславливает увеличение сопротивления движению межфазной границы при  $R-B19'$  МП. Поэтому растет энергия рассеяния  $\Delta G_{diss}$ . При этом с ростом несоответствия между решетками частиц  $Ti_3Ni_4$  и  $R$ -фазы будет происходить и увеличение упругой энергии  $\Delta G_{el}$  за счет деформации частиц. Следовательно, нехимическая составляющая свободной энергии  $\Delta G_{nonch} = \Delta G_{el} + \Delta G_{diss}$  снижается с ростом температуры при  $R-B19'$  МП.

Такое поведение  $\Delta G_{nonch}(T)$  оказывает большое влияние на уровень напряжений и температуры развития прямого МП под нагрузкой (рис. 1, в). Зависимости  $\sigma_{cr}(T)$  и  $M_s^\sigma(\sigma)$  описываются обобщенным уравнением Клапейрона-Клаузиуса [1, 7]:

$$\sigma_{cr}(T) = \frac{(T-T_0)\Delta S + \Delta G_{nonch}(T)}{\epsilon_{tr}} \quad (1)$$

При развитии  $R-B19'$  МП ( $T < T_R$ ) величина  $\Delta G_{nonch}(T)$  резко уменьшается, что приводит к малому росту напряжений с температурой. При  $T > T_R$  в ходе  $B2-B19'$  МП  $\Delta G_{nonch}$  практически не зависит от приложенных напряжений и температуры испытания, и не оказывает влияния на коэффициент  $\alpha = d\sigma/dT$ .

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда РНФ № 18-19-00298.*

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Chumlyakov Y.I., Kireeva I.V., Panchenko E.Y., et al. // Shape Memory Alloys: Properties, Technologies, Opportunities. – Switzerland: Trans Tech Publications Ltd, 2015. – P. 108-174.
2. I. Kaya, H.E. Karaca, M. Souri, Y. Chumlyakov, H. Kurkcu // Mater. Sci. Eng.A. – 2017. – V. 686. – P. 73–81.
3. S. Miyazaki, K. Otsuka // Metall. Trans. A. – 1986. – V. 17A. – P. 53–63.
4. J.I. Kim, S. Miyazaki // Acta Mater. – 2005. – V. 53. – P. 4545–4554.
5. R.F. Hamilton, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov, H.J. Maier // Acta Mater. – 2004. – V. 52. – P. 3383–3402.
6. J.I. Kim, Y. Liu, S. Miyazaki // Acta Mater. – 2004. – V. 52. – P. 487–499.
7. Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Н.Ю. Суриков и др. // Известия ВУЗов: Физика. – 2018. – Т. 61. – № 12. – С. 78–82
8. A.L. Roytburd, Ju. Slusker // Scripta Metall. et Mater. – 1995. – V. 32. – P. 761–766.
9. P. Sittner, M. Landa, P. Lukas, V. Novak // Mech. Mater. – 2006. – V. 38. – P. 475–492.