

05

Влияние знакопеременного пластического деформирования на эффекты памяти формы в никелиде титана

© С.П. Беляев, А.Е. Волков, М.Е. Евард, М.Л. Лескина

С.-Петербургский государственный университет

E-mail: spb@smel.math.spbu.ru

Поступило в Редакцию 10 марта 2005 г.

Исследованы эффекты памяти формы, пластичности превращения и обратной памяти в никелиде титана, предварительно деформированном в режиме знакопеременного кручения. Установлено, что величина обратимой деформации и температурная кинетика деформирования в интервале мартенситного превращения не зависят от степени предварительной деформации. На основании полученных результатов делается вывод о том, что увеличение плотности дислокаций не оказывает существенного влияния на деформационное поведение никелида титана в области мартенситного перехода. Результаты компьютерного расчета, основанного на структурно-аналитической теории, удовлетворительно совпадают с экспериментом.

Эффекты обратимости неупругой деформации при мартенситном превращении в никелиде титана весьма чувствительны к термомеханической предыстории материала, в частности к величине и способу предварительной пластической деформации [1–4]. Влияние пластической деформации связывают, во-первых, с возникновением внутренних напряжений, оказывающих ориентирующее действие на микросдвиги в процессе превращения, и, во-вторых, с увеличением плотности дислокаций, что приводит к возрастанию эффективной „силы трения“ при движении межфазных границ и тем самым к изменению температурной кинетики превращения. Обычно в экспериментальных исследованиях при пластическом деформировании вместе с ростом плотности дефектов изменяются и дальнедействующие поля ориентированных напряжений, и оба этих фактора оказывают совместное влияние на механическое поведение сплавов при мартенситном превращении.

По нашему мнению, представляется возможным максимально уменьшить роль внутренних ориентированных напряжений, осущест-

вляя предварительное пластическое деформирование материала в симметричном цикле с изменением знака напряжений. Можно полагать, что в этом случае при отсутствии выделенного направления предварительного деформирования все наблюдаемые явления будут связаны лишь с нарастанием плотности дислокаций. Это даст возможность оценить роль указанного механизма в формировании механических свойств никелида титана в интервале температур мартенситного превращения. Поэтому целью настоящей работы явилось исследование влияния знакопеременной пластической деформации на функциональные свойства никелида титана.

Исследовали эквиазимный сплав TiNi. Материал и образцы были такими же, как и в [1–3]. Предварительное деформирование кручением производили при температуре $T = 600$ К, при которой невозможно наведение мартенсита напряжения и в процессе деформации инициируется только дислокационный канал пластичности. Знакопеременное кручение осуществляли в одном или нескольких механических циклах в жестком режиме с фиксированной амплитудой деформации. Пластическую деформацию за цикл считали равной удвоенной ширине механического гистерезиса.

После задания некоторой пластической деформации образцы нагружали постоянным крутящим моментом до напряжения $\tau = 20$ МПа и охлаждали через интервал температур мартенситного перехода. При этом наблюдали накопление деформации в процессе превращения (пластичность превращения) и измеряли ее величину. После охлаждения до комнатной температуры крутящий момент снимали и производили нагрев, сопровождающийся возвратом деформации. Образец полностью возвращал деформацию, после чего производили термоцикл в области температур фазового перехода, определяя величину обратной памяти формы. Далее вновь следовали нагрев до 600 К, дополнительное знакопеременное пластическое деформирование и повторение перечисленных процедур. В результате пластическую деформацию образца γ_p ступенчато наращивали, осуществляя промежуточные измерения параметров обратимой деформации. Температуры мартенситных превращений определяли по зависимости „деформация–температура“, полученным в цикле охлаждения под нагрузкой и нагревания без нагрузки.

Как показывают результаты экспериментов, представленные на рис. 1, а, по мере роста величины знакопеременной деформации не

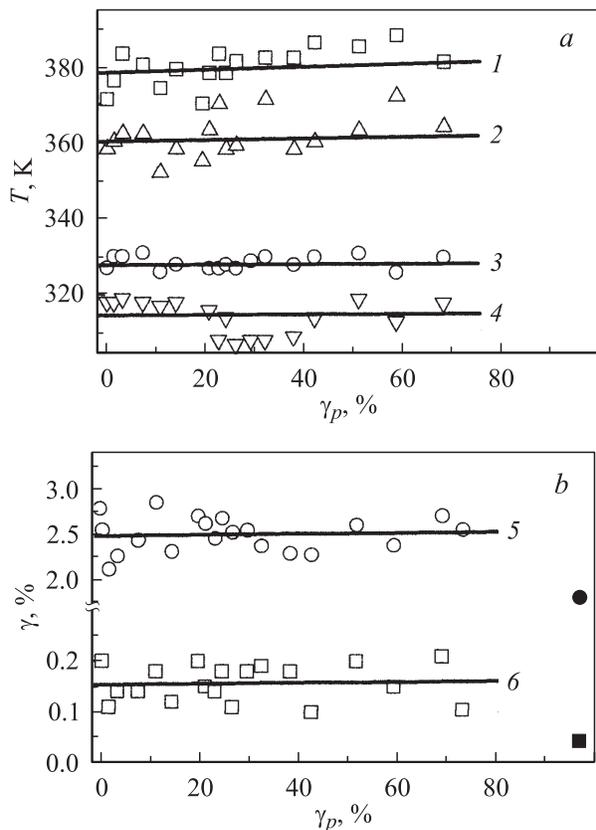


Рис. 1. Экспериментальные зависимости температур окончания (1) и начала (2) обратного мартенситного превращения, начала (3) и окончания (4) прямого превращения, а также величины эффектов памяти формы (5) и обратимой памяти формы (6) от величины предварительной деформации.

наблюдается заметной тенденции к увеличению или уменьшению температур прямого и обратного мартенситных переходов, в отличие от односторонне направленной деформации [3,4].

На рис. 1, *b* светлыми точками показаны результаты исследования влияния знакопеременной пластической деформации на однократный

и обратимый эффекты памяти формы. Видно, что предварительное деформирование до деформации более 70% не вызывает изменения способности материала обратимо деформироваться при превращении. Можно сделать заключение, что нарастание плотности дефектов без образования дальнедействующих ориентированных полей внутренних напряжений не оказывает существенного влияния на механическое поведение никелида титана в области температур мартенситных переходов. Этот вывод подтверждается дополнительным экспериментом, в котором после достижения 73% пластической деформации образец подвергали знакопеременному кручению в несимметричном цикле (деформирование на 1.3% в одном направлении и на 2.6% в противоположном). Измерения показали, что после такого воздействия имеет место заметное изменение величин эффекта памяти формы и обратимой памяти (черные точки на рис. 1, *b*) в сравнении с симметричным деформированием. Понятно, что наличие асимметрии в цикле деформирования должно сопровождаться возникновением ориентированных напряжений, которые и являются причиной указанных изменений.

Таким образом, экспериментальные результаты указывают на то, что близкоедействующее взаимодействие межфазных границ с дислокациями, порожденными пластической деформацией, не играет существенной роли в формировании свойств памяти формы сплава TiNi.

Для компьютерного расчета функциональных свойств предварительно деформированного сплава TiNi использовали структурно-аналитическую модель [5] в постановке, предусматривающей последовательное усреднение микродеформаций в объеме одного зерна поликристалла и по всей совокупности зерен [6]. Моделирование пластической деформации в аустенитном состоянии производили с учетом возможности скольжения по плоскостям {110} и {100} с различными напряжениями сдвига, как описано в работах [7,8]. Величину внутренних напряжений в каждом зерне полагали пропорциональной несовместности деформаций в зерне и его окружении [9]:

$$\rho_{kl} = C_p C_{kl ij} (\varepsilon_{ij}^0 - \varepsilon_{ij}),$$

где ρ_{kl} — тензор напряжений в зерне; $C_{kl ij}$ — тензор упругих модулей рассматриваемого зерна; ε_{ij}^0 — средняя неупругая деформация поликристалла; ε_{ij} — неупругая деформация в зерне; C_p — константа. Константы теории подбирались таким образом, чтобы расчетные зависимости,

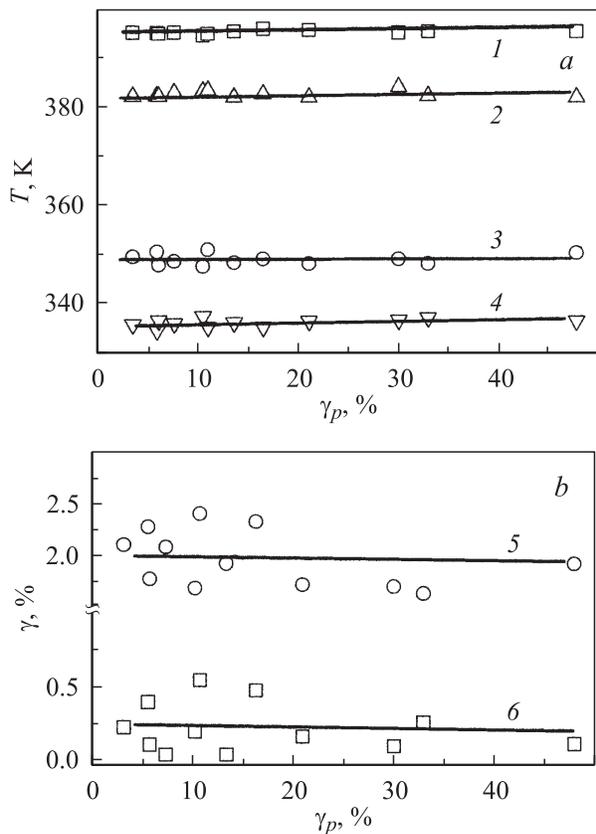


Рис. 2. Расчетные зависимости температур окончания (1) и начала (2) обратного мартенситного превращения, начала (3) и окончания (4) прямого превращения, а также величины эффектов памяти формы (5) и обратной памяти формы (6) от величины предварительной деформации.

описывающие накопление и возврат деформации при термоциклировании в недеформированном образце, совпадали с экспериментальными.

Результаты компьютерного моделирования представлены на рис. 2. Сравнение расчетных и экспериментальных зависимостей убеждает в том, что данные компьютерного моделирования удовлетворительно

соответствуют экспериментальным данным, а используемая теоретическая модель может быть применена для прогнозирования поведения предварительно деформированных материалов с мартенситными превращениями.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 04–01–00406, гранта INTAS 03–5547 и грантов поддержки ведущих научных школ НШ–2180.2003.1 и НШ–2288.2003.1.

Список литературы

- [1] Волков А.Е., Иночкина И.В. // Материалы XXXV семинара „Актуальные проблемы прочности“. Псков, 1999. Ч. II. С. 619–623.
- [2] Беляев С.П., Волков А.Е., Иночкина И.В. // Вестник Тамбовского университета. 2000. Т. 5. № 2–3. С. 293–295.
- [3] Беляев С.П., Волков А.Е., Иночкина И.В. и др. // Труды XXXVI Междунар. семинара „Актуальные проблемы прочности“. Витебск, 2000. С. 689–693.
- [4] Гюнтер В.Э., Малеткина Т.Ю., Клопотов А.А. // Прикладная механика и техническая физика. 1998. Т. 39. № 2. С. 175–181.
- [5] Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб, 1993. 471 с.
- [6] Evard M.E., Volkov A.E. // J. of Engineering Materials and Technology. 1999. V. 121. N 1. P. 102–104.
- [7] Evard M.E., Volkov A.E. // Proceeding of International Symposium on Shape Memory Alloys/Fundamentals, Modelling and Industrial Applications. Montreal, 1999. P. 177–183.
- [8] Волков А.Е., Евард М.Е. // Материалы XXXV семинара „Актуальные проблемы прочности“. Псков, 1999. Ч. II. С. 321–325.
- [9] Волков А.Е., Иночкина И.В. Нелинейные проблемы механики и физики деформируемого твердого тела. С.-Петербург, 2000. № 3. С. 220–225.