

05

Особенности деформационного упрочнения сплава TiNi в области температур термоупругого мартенситного превращения

© С.П. Беляев, А.Е. Волков, Н.Н. Реснина

Санкт-Петербургский государственный университет
E-mail: spb@smel.math.spbu.ru

В окончательной редакции 12 октября 2009 г.

Выполнено исследование наследования деформационного упрочнения, создаваемого путем пластической деформации в аустенитном состоянии, при переходе кристалла в мартенситное состояние в сплаве TiNi с памятью формы. Полученные результаты показали, что деформационное упрочнение, созданное в сплаве TiNi в аустенитном состоянии, не наследуется при его переходе в мартенситное состояние: материал ведет себя так, будто не подвергался значительной пластической деформации. Высказано предположение, что это может быть связано с тем, что дефекты решетки, главным образом дислокации, рожденные в аустенитном состоянии в процессе предварительной деформации, очевидно, не являются эффективными препятствиями для движения междоменных границ в мартенситном состоянии сплава.

В сплавах с мартенситными превращениями дислокации наследуются новой фазой при трансформации решетки [1–3]. Это означает, что если металл был пластически деформирован в аустенитном состоянии, то после превращения в структуре мартенсита сохраняются все дислокационные конфигурации и другие особенности структуры [4], сформировавшиеся в результате пластической деформации. На первый взгляд кажется очевидным, что при этом деформационное упрочнение в мартенситном состоянии будет проявляться в той же мере, как и в аустенитном. Однако в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями наследование дефектов совсем не означает наследование упрочнения. Основной причиной этого является различие механизмов неупругой деформации в аустенитном и в мартенситном состояниях материала. В аустенитном состоянии сплава при температурах,

значительно превышающих температуры мартенситного превращения, основным механизмом деформации является дислокационное скольжение. Упрочнение, как и в большинстве других металлов, определяется взаимодействием движущихся дислокаций с другими нарушениями кристаллического строения, создаваемыми или созданными в процессе пластической деформации. В мартенситном же состоянии неупругая деформация реализуется путем движения границ, разделяющих структурные домены. Такие границы являются когерентными или полукogerентными и поэтому не создают значительных полей упругих напряжений. Силы их взаимодействия с препятствиями, созданными пластической деформацией, могут быть весьма незначительными. В какой же мере деформационное упрочнение, создаваемое путем пластической деформации в аустенитном состоянии, наследуется при переходе кристалла в мартенситное состояние? Ответу на этот вопрос посвящена настоящая работа.

Объектом изучения выбран сплав TiNi приблизительно эквиатомного состава. Сплав претерпевает мартенситное превращение из кубической фазы в моноклинную и обратно при температурах $M_s = 322$ К, $M_f = 305$ К, $A_s = 357$ К, $A_f = 366$ К. Переход осуществляется через промежуточную ромбоэдрическую фазу, образование которой при охлаждении начинается при температуре $T_R = 335$ К.

Цилиндрические образцы с длиной рабочей части 35 mm и диаметром 4 mm испытывали в режиме кручения. Сдвиговую деформацию определяли по формуле $\gamma = r\varphi/l$, где r — радиус образца, l — его длина, φ — угол закручивания в радианах. Напряжение в наружном волокне цилиндра рассчитывали в приближении идеальной пластичности $\tau = 1.5M/(\pi r^3)$, где M — крутящий момент. Скорость деформирования при испытаниях составляла $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Деформирование в аустенитном состоянии проводили при температурах $T > A_f$: 390, 500, 600 и 700 К. В этих условиях в сплаве активируется лишь дислокационный канал неупругой деформации. Такая деформация является необратимой пластической деформацией (γ_{pl}), в отличие от обратимой неупругой деформации, осуществляемой, например, в мартенситном состоянии за счет переориентации структурных доменов. На рис. 1 показаны зависимости напряжения, соответствующего началу неупругого деформирования $\tau_{0,2}$, от температуры испытания для отожженных образцов и образцов, подвергнутых после отжига пластической деформации на 24% в аустенитном состоянии при 390 К.

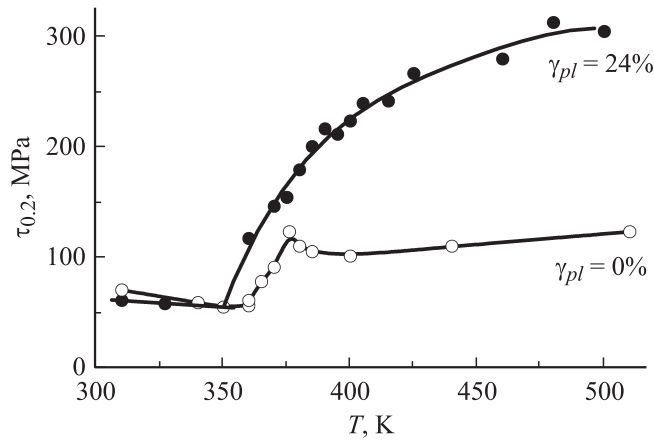


Рис. 1. Зависимости напряжения, соответствующего началу неупругого деформирования $\tau_{0,2}$, от температуры испытания.

График для отожженного образца состоит из трех участков: высокотемпературного (аустенитного), низкотемпературного (мартенситного) и промежуточного, соответствующего двухфазному состоянию сплава TiNi. На промежуточном участке предел текучести линейно нарастает с температурой испытания.

Пластическая деформация, как видно из рис. 1, приводит к упрочнению сплава TiNi только в области высоких температур. Возрастание предела текучести тем больше, чем дальше температура испытания отстоит от температур мартенситных превращений. Примечательно, что промежуточный участок зависимости $\tau_{0,2}(T)$ после пластической деформации остается прямолинейным с тем же наклоном, лишь смещаясь в направлении низких температур. Напряжение начала неупругого деформирования в этой области температур соответствует началу превращения „аустенит–мартенсит“, стимулированного механической нагрузкой. Смещение отрезка прямой линии на рис. 1 после пластической деформации, по-видимому, является результатом изменения температур мартенситных превращений. В то же время в низкотемпературной части зависимости на рис. 1 напряжение $\tau_{0,2}$ не изменяется по величине после пластической деформации. Практически остается неизменным и наклон

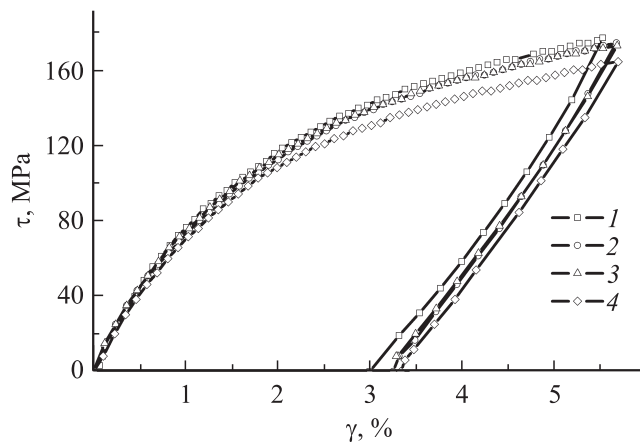


Рис. 2. Диаграммы деформирования в координатах „напряжение–деформация“, полученные в процессе испытаний при комнатной температуре (в мартенситном состоянии сплава) после различной пластической деформации $\gamma_{pl} = 0$ (1); 7% (2); 19% (3); 27% (4) в аустенитном состоянии при 500 К.

линии в мартенситном состоянии. Это означает, что мартенситная структура практически не упрочняется после высокотемпературной пластической деформации.

Диаграммы деформирования в координатах „напряжение–деформация“, полученные в процессе испытаний при комнатной температуре (в мартенситном состоянии сплава) после различной пластической деформации в аустенитном состоянии при 500 К, представлены на рис. 2. Из их сравнения между собой видно, что начальные участки диаграмм совпадают друг с другом. Различаются незначительно лишь коэффициенты деформационного упрочнения. Аналогичное поведение исследуемого материала было обнаружено и после различной предварительной пластической деформации в пределах от 0 до 24% при температурах 600 и 700 К.

Таким образом, полученные данные показывают, что деформационное упрочнение, созданное в сплаве TiNi в аустенитном состоянии, не наследуется при его переходе в мартенситное состояние: материал ведет себя так, будто не подвергался значительной пластической деформации.

Очевидно, это связано с механизмом неупругой деформации мартенсита, который заключается в переориентации структурных доменов под действием внешней нагрузки путем перемещения междоменных границ. Домены, благоприятно ориентированные по отношению к действующей нагрузке, поглощают другие домены, в результате чего и возникает макроскопическая деформация. Отсутствие упрочнения после пластической деформации говорит о том, что дефекты решетки, главным образом дислокации, рожденные в аустенитном состоянии в процессе предварительной деформации, очевидно, не являются эффективными препятствиями для движения междоменных границ в мартенситном состоянии сплава. Основной вывод настоящей работы об отсутствии наследования упрочнения после превращения „аустенит → мартенсит“ представляется весьма важным с точки зрения построения моделей механического поведения сплава TiNi с памятью формы. Совершенно ясно, что в корректных теориях недостаточно вводить коэффициенты деформационного упрочнения традиционными способами. Как показывают выполненные эксперименты, необходимо различать неупругую деформацию, реализуемую различными механизмами, и задавать температурную зависимость коэффициента упрочнения, учитывающую особенности упрочнения в различных структурных состояниях.

Список литературы

- [1] Утевский Л.М., Панкова М.Н. // *Металлофизика*. 1979. Т. 1. № 2. С. 66–85.
- [2] Брайнин Г.Е., Дрибан В.А., Лихачев В.А. // *ФММ*. 1979. Т. 47. № 3. С. 611–619.
- [3] Брайнин Г.Э., Дрибан В.А., Лихачев В.А. // *ФММ*. 1980. Т. 49. № 4. С. 694–705.
- [4] Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов. М.: *Металлургия*, 1977. 431 с.