

## Влияние всестороннего давления на формоизменение никелида титана при нагревании под сдвиговой нагрузкой

© С.А. Егоров, С.П. Беляев, И.Н. Лобачев

Санкт-Петербургский государственный университет  
Научно-исследовательский институт математики и механики,  
198904 Санкт-Петербург, Россия

(Поступило в Редакцию 19 августа 1998 г. В окончательной редакции 1 октября 1999 г.)

Обнаружено, что в сплаве Ti–Ni при температурах, отличающихся на 10 К, изменением давления в одну сторону можно инициировать деформирование различного направления. Выявлена зависимость величины двойникового предела текучести от давления. Сделан вывод о том, что давлением можно инициировать процесс двойникового кристаллов.

В настоящее время известно, что в сплавах с мартенситным механизмом неупругости в интервалах температур прямого и обратного мартенситного превращения давлением можно сформировать ряд нетривиальных деформационных явлений [1–4]. Например, изотермическим изменением давления удастся инициировать эффекты памяти формы, обратимой памяти формы, пластичности превращения и др. Механизм влияния давления на формоизменение заключается в смещении температуры термодинамического межфазного равновесия в соответствии с уравнением Клаузиуса–Клапейрона.

До сих пор исследования влияния давления производили лишь на такие эффекты мартенситной неупругости, которые характеризуются однонаправленностью изменения деформации при монотонном изменении температуры. Однако в материалах с эффектом памяти существуют и реверсивные деформационные процессы. В качестве примера можно привести деформирование этих сплавов при нагревании под постоянной сдвиговой нагрузкой. В этом случае на первом этапе нагревания имеет место накопление деформации в сторону приложенной нагрузки, а при дальнейшем нагревании происходит деформационный возврат. Обычно такое поведение полностью объясняется мартенситными превращениями [5]. Однако известной особенностью никелида титана TiNi является то, что здесь по мере приближения к температуре начала обратного фазового перехода двойниковый предел текучести уменьшается и накопление деформации происходит за счет двойникового мартенситной структуры B19' [6]. Из всего сказанного следует вопрос о влиянии давления на сплавы TiNi при нагревании под постоянной сдвиговой нагрузкой и об особенностях этого влияния в зависимости от действующего этапа деформирования. Чтобы ответить на этот вопрос была проведена настоящая работа.

В качестве объекта исследований выбрали сплав Ti-49.5 at.% Ni с характеристическими температурами мартенситного превращения:  $M_K = 305$  К,  $M_H = 345$  К,  $A_H = 340$  К,  $A_K = 385$  К. Эти температуры определяют начала и окончания протекания эффектов пластичности превращения при охлаждении и памяти формы при

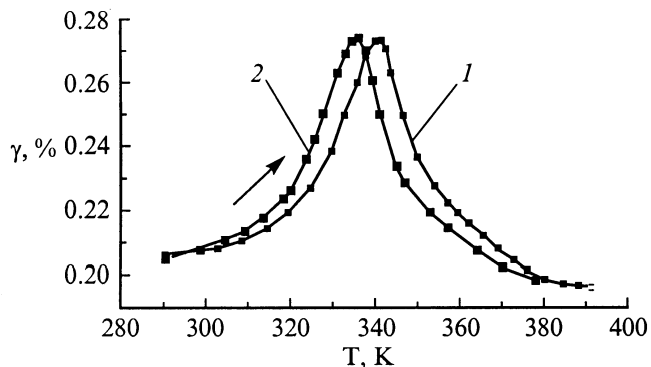
нагреве соответственно при постоянном напряжении  $\tau = 40$  МПа и атмосферном давлении.

Опыты проводили в специально сконструированной и изготовленной установке, описанной в [3]. Образец был изготовлен из проволоки диаметром 0.8 mm в виде витой пружины диаметром 5.6 mm, состоящей из 6 рабочих витков. После изготовления и каждого опыта образец отжигали при 720 К в течение 40 min. Деформацию материала при осадке пружинного образца определяли в упругом приближении для внешних волокон по формуле  $\gamma = \Delta h / (4\pi R^2 n)$ , где  $d$  — диаметр проволоки,  $\Delta h$  — изменение высоты пружины,  $n$  — число витков,  $2R$  — диаметр пружины. Величину  $\Delta h$  измеряли с точностью  $\pm 10 \mu\text{m}$ , так что деформацию  $\gamma$  определяли с погрешностью 0.002%.

При температуре 292 К образец устанавливали в рабочую камеру, нагружая сдвиговой нагрузкой 40 МПа. При этом материал упруго деформировался на 0.205%. После этого производили различные эксперименты.

В первую очередь необходимо было определить влияние постоянного давления на формоизменение в заданном режиме, когда после установки образца в рабочую камеру поднимали давление  $P$  до некоторого уровня и, поддерживая его неизменным, производили нагревание. Некоторые результаты экспериментов для случаев  $P_1 = 0.1$  МПа и  $P_2 = 200$  МПа представлены на рис. 1. Видно, что зависимость деформации  $\gamma$  от температуры  $T$  при любом давлении имеет характерный для изучаемого процесса деформирования "колоколообразный" вид, описанный в [5,6]. Для нас здесь важно, что кривая, соответствующая давлению  $P = 0.1$  МПа, имеет максимум при  $T = 340$  К, т.е. при температуре начала обратного фазового перехода  $A_H$ . Иными словами, в температурном интервале до 340 К изучаемый сплав находился в однофазном состоянии и накопление деформации происходило за счет двойникового [6]. В то же время возврат деформации осуществлялся за счет мартенситного превращения [5].

Исходя из сказанного опять обратимся к рис. 1. Видно, что наложение давления 200 МПа сдвигает положение графика на температурной шкале на  $\approx 5$  К в сторону



**Рис. 1.** Зависимость деформации от температуры во время нагревания под постоянной нагрузкой 40 МПа при давлениях 0.1 (1) и 200 МПа (2).

меньших температур. Это означает, что в изучаемом сплаве давление уменьшает не только температуры мартенситного превращения, что было известно. Оказывается, сдвигаются в сторону уменьшения и границы температурного интервала, внутри которого имеет место сильная зависимость двойникового предела текучести от температуры. Фактически это означает, что в интервале температур 292–340 К при увеличении давления этот предел текучести уменьшается. Поэтому из рис. 1 можно предположить, что изотермическое увеличение давления во время накопления деформации должно приводить к уменьшению двойникового предела текучести и, следовательно, к дополнительному росту деформации, а во время возврата должно инициировать протекание эффекта пластичности превращения при нагревании, т. е. к дополнительному возврату.

Для проверки сказанного провели вторую серию опытов. Установленный в камеру высокого давления образец нагревали при атмосферном давлении. Когда процесс неупругого деформирования начался, но еще не закончился, нагревание останавливали и при фиксированной температуре увеличивали давление до 200 МПа. По мере его увеличения образец деформировался в ту же сторону, что и до изменения барических условий. После достижения давления 200 МПа производили дальнейшее нагревание. Результаты некоторых опытов представлены на рис. 2. Здесь линии *AB*, *BC* и *CD* характеризуют этапы эксперимента. Видно, что независимо от того, на восходящей (рис. 2, *a*) или нисходящей (рис. 2, *b*) ветви графика  $\gamma$ – $T$  происходит изотермический подъем давления (линия *BC*), всегда этот подъем в температурных областях 322.5–338 и 346.5–356 К сопровождается деформированием примерно на 0.014–0.02%. Важно подчеркнуть, что, как и предполагалось, увеличение давления на восходящей кривой графика  $\gamma$ – $T$  инициирует накопление деформации, а на нисходящей стимулирует возврат. При этом разные знаки изменения деформации, инициированной давлением, могут иметь место при близких температурах. Так, температуры, при которых

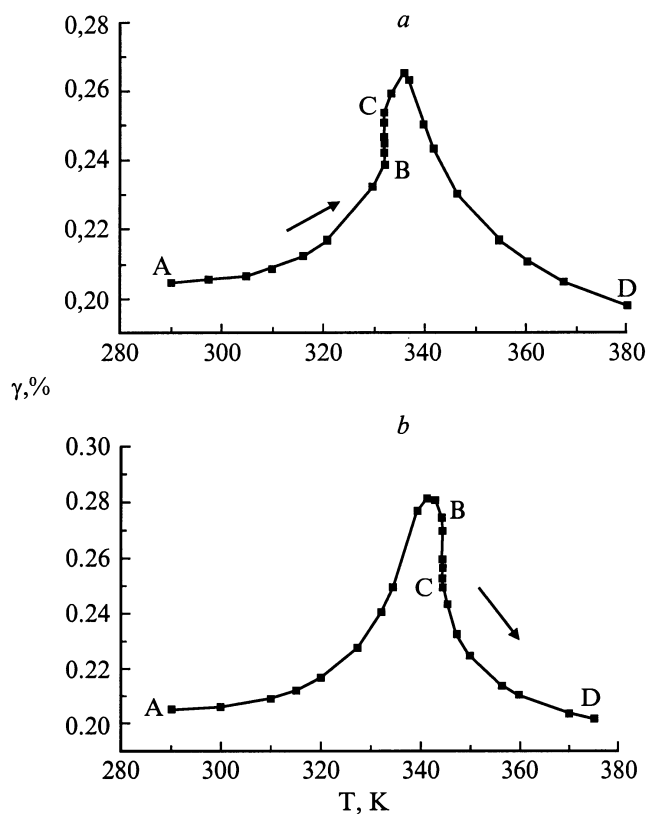
увеличивали давление, для рис. 2, *a* и *b* отличаются всего на 12 К.

В то же время необходимо сказать, что изотермическое увеличение давления при температуре 292 К деформированием не сопровождалось, как это и можно было предположить из рис. 1.

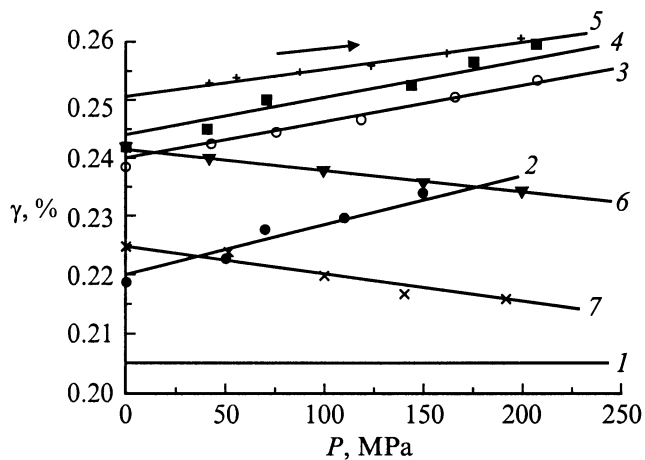
Зависимости деформации  $\gamma$  от давления  $P$  представлены на рис. 3. Видно, что в исследованных случаях графики имеют примерно линейный характер независимо от температуры изотермического увеличения давления. Параметр  $d\gamma/dP$  для обоих этапов деформации (накопления и возврата) составляет по абсолютной величине  $\approx 8 \cdot 10^{-5} \text{ МПа}^{-1}$  в области температур 322.5–356 К.

Полученные данные указывают, что в TiNi во время реализации исследуемого реверсивного процесса формирования увеличение давления инициирует протекание тех механизмов массопереноса, которые ответственны за образование восходящей и нисходящей ветвей графика зависимости  $\gamma$ – $T$ . Чтобы определить, как влияет на этот сплав изотермическое уменьшение давления, произвели последнюю серию экспериментов.

Образец в рабочей камере нагревали под давлением 200 МПа. Когда деформирование началось, но еще не закончилось, нагревание останавливали и изотермически



**Рис. 2.** Зависимость деформации от температуры при нагревании и изотермическом увеличении давления: *AB* — атмосферное давление, *BC* — увеличение давления от 0.1 до 200 МПа, *CD* — давление 200 МПа. Давление увеличивали при 332 (*a*) и 344 К (*b*).



**Рис. 3.** Зависимость деформации от увеличивающегося давления при температурах 292 (1), 322.5 (2), 328 (3), 332 (4), 333 (5), 345 (6), 356 К (7).

уменьшали давление до атмосферного, после чего нагревание продолжали. На рис. 4 представлены некоторые результаты опытов. Видно, что после сброса давления в точке *U* дальнейшее нагревание активным формоизменением не сопровождается и лишь нагревание выше некоторого значения (точка *W* на рис. 4) приводит к деформации образца.

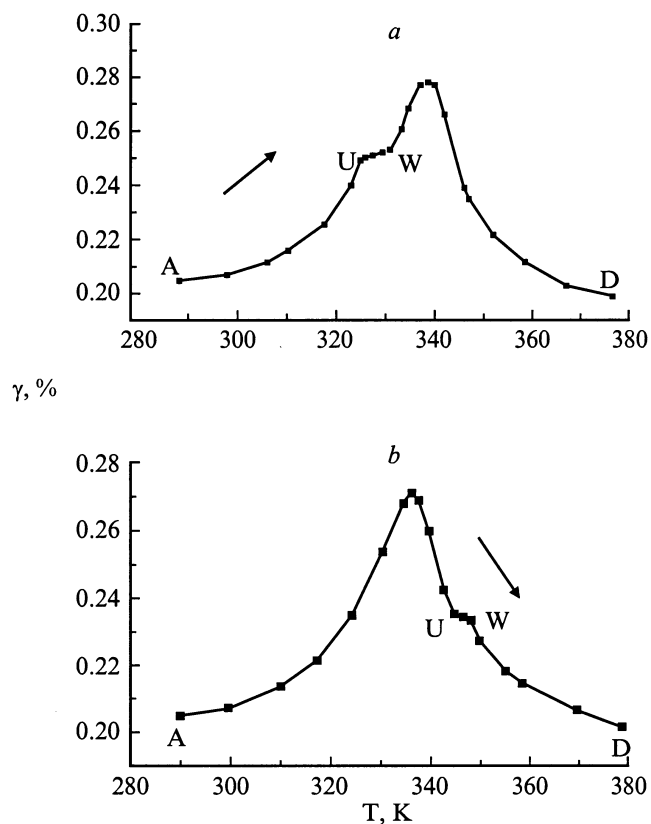
Обнаруженные эффекты имеют место как в области накопления (рис. 4, *a*), так и в области возврата (рис. 4, *b*) деформации. При этом отметим, что сброс давления на 200 МПа, осуществленный на восходящей ветви зависимости  $\gamma-T$ , приводит к формированию температурной задержки  $\Delta T$  деформирования на 6–6.5 К (рис. 4, *a*). В то же время аналогичные действия, совершенные на нисходящей ветви, всегда приводят к задержке на  $\Delta T \approx 3.5$  К (рис. 4, *b*).

Результаты, полученные в настоящем исследовании, позволяют говорить о больших возможностях по управлению механическим поведением никелида титана посредством давления. Оказывается, во время нагревания этого сплава только увеличением давления можно инициировать деформацию разных знаков, не прибегая к охлаждению. При этом направление деформирования зависит от температуры, при которой изменяли давление. Из сказанного можно сделать предположение о возможности обеспечения таких температурных и барических условий, когда одним лишь изменением давления в определенном направлении (в изученном случае — в сторону увеличения) можно обеспечить реверс деформации: изменение давления до определенного предела инициирует формоизменение в одном направлении, а дальнейшее изменение давления в прежнем направлении стимулирует обратный процесс. Последнее обстоятельство особенно важно, поскольку позволяет создавать устройства, срабатывающие от увеличивающегося (для TiNi) давления, с реверсивным характером функционирования.

В то же время полученные данные показывают, что действие давления на Ti-49.5 at.% Ni во время протекания изученного реверсивного деформационного процесса качественно не отличается от того, что было обнаружено во время реализации других эффектов памяти [2–4]. Во всех случаях во время нагревания увеличение давления инициирует протекание того деформационного процесса, который имел место до изменения барических условий. Уменьшение давления всегда формирует температурную задержку деформирования.

Другим результатом настоящей работы является обнаруженный для Ti-49.5 at.% Ni баромеханический эффект, выражающийся в том, что при наложении всестороннего давления температуры, при которых имеет место сильная зависимость величины двойникового предела текучести от температуры, уменьшаются, как и для случая температур мартенситного перехода.

Наконец, следует отметить следующее. Механизмом деформирования на восходящей ветви зависимости  $\gamma-T$  на рис. 1 является двойникование [6]. В то же время давление может изменять форму изотропного твердого тела лишь постольку, поскольку оно инициирует протекание в материале некоторых процессов, ответственных за формоизменение. Из сказанного следует, что резуль-



**Рис. 4.** Зависимость деформации от температуры при нагревании и изотермическом уменьшении давления: *AU* — давление 200 МПа, точка *U* — уменьшение давления с 200 МПа до атмосферного, *UWD* — атмосферное давление. Давление уменьшали при 327.5 (*a*) и 344 К (*b*).

таты, представленные на рис. 2, а и 3 (кривые 2–5), свидетельствуют о том, что давлением можно инициировать процесс двойникования (переориентации) кристаллов.

## Список литературы

- [1] *Лихачев В.А., Малинин В.Г., Овчаренко С.Я.* // XXIV Всесоюз. семинар "Актуальные проблемы прочности". Рубежное, 1990. С. 183–188.
- [2] *Беляев С.П., Егоров С.А., Лихачев В.А.* // ЖТФ. 1996. Т. 66. № 11. С. 36–46.
- [3] *Лихачев В.А., Беляев С.П., Егоров С.А.* // Материалы XXXII семинара "Актуальные проблемы прочности". СПб., 1997. С. 171–177.
- [4] *Лихачев В.А., Беляев С.П., Егоров С.А.* // Тез докл. XXXII семинара "Актуальные проблемы прочности". СПб., 1996. С. 44.
- [5] *Лихачев В.А., Малинин В.Г.* Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука, 1993. 472 с.
- [6] *Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В.* Никелид титана: структура и свойства. М.: Наука, 1992. 160 с.