

01;05.1

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ КАК АВТОВОЛНА ПЕРЕКЛЮЧЕНИЯ

© В.И.Данилов, Н.В.Карташова, Л.Б.Зуев, Т.М.Полетика

В наших работах [1-3] развивается идея, согласно которой изменение характера пластического течения на различных стадиях кривой $\sigma - \epsilon$ является отражением эволюции активной среды, способной генерировать автоколебания и автоволны [4]. При этом наблюдаемые варианты локализации пластической деформации интерпретируются как различные типы автоволн. Для углубления такого подхода существенно исследовать и проанализировать ход пластической деформации материала, в котором при деформировании за счет фазового структурного перехода меняется кристаллическая структура и реализуется деформация превращения. Удобным с этой точки зрения является никелид титана (Ti-Ni, нитинол), в котором пластическая деформация при определенных условиях осуществляется за счет фазового превращения $B2 \Rightarrow B19$ (аустенит \Rightarrow мартенсит) [5], т. е. сопровождается изменением не только дефектной структуры, как при деформации дислокационной природы, но и типа кристаллической решетки. Поставленная проблема имеет и другую интересную сторону, поскольку TiNi является одним из наиболее известных сплавов с эффектом памяти формы.

В настоящей работе исследовалась эволюция полей деформации при активном растяжении монокристаллов никелида титана эквиатомного состава при $T = 300 \text{ K}$ со скоростью $\dot{\epsilon} = 7.5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ на жесткой испытательной машине. Образцы вырезались из монокристаллической заготовки таким образом, чтобы их ось растяжения ориентировалась вдоль направления [112]. Для повышения температуры фазового перехода $B2 \Rightarrow B19$ они предварительно деформировались прокаткой, так что монокристалл разбивался на блоки размером $\sim 60 \text{ мкм}$. На диаграмме пластического течения такого материала хорошо выражены зуб и площадка текучести длиной $\epsilon_y = 6\%$. На параболической стадии деформационного упрочнения коэффициент $d\sigma/d\epsilon$ непрерывно падал от $\sim 3 \cdot 10^3$ до $\sim 1.5 \cdot 10^3 \text{ МПа}$.

Регистрация и расчет компонент тензора дисторсии осуществлялись аналогично [2,6,7] с использованием методики

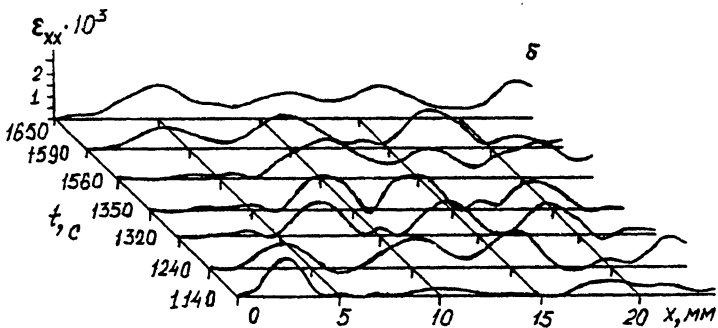
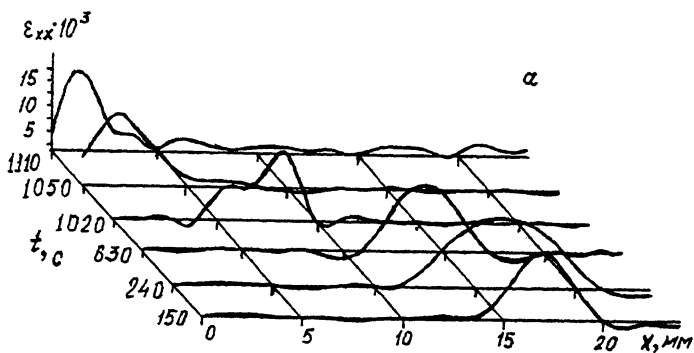


Рис. 1. Распределение компоненты ϵ_{xx} вдоль оси растяжения и ее изменение во времени: *a* — стадия площадки текучести, *b* — стадия деформационного упрочнения.

спекл-интерферометрии. На рис. 1, *a* и *b* представлены результаты, полученные таким образом для стадий площадки текучести и деформационного упрочнения. Показаны данные для удлинения ϵ_{xx} , компоненты сдвига ϵ_{xy} и поворота ω_z ведут себя аналогично. Можно видеть, что на площадке текучести вдоль образца от подвижного захвата испытательной машины к неподвижному со скоростью $v \approx 50$ мкм/с распространяется фронт деформации. Рентгеноструктурный анализ показал, что перед фронтом материал находится в исходном аустенитном ($B2$), а за ним в мартенситном ($B19$) состоянии. Таким образом, фронт деформации совпадает с фронтом превращения $B2 \Rightarrow B19$, и кинетика пластического течения контролируется кинетикой фазового превращения.

Сосуществование $B2$ и $B19$ структур в ходе деформации означает, что зависимость термодинамического потенциала от концентрации одной из фаз, например $B19$, имеет два минимума, соответствующие метастабильной и ста-

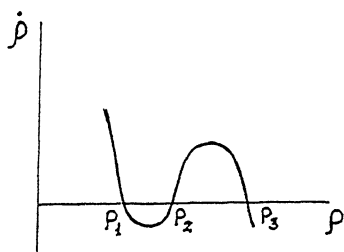


Рис. 2. Схематическая зависимость скорости образования $B19$ -фазы от ее содержания.

бильной при данных условиях фазам $B2$ и $B19$ (по терминологии [8] бистабильная среда). Следовательно, зависимость скорости образования мартенсита от его содержания $\dot{\rho} = f(\rho)$ имеет N -образный вид, схематически изображенный на рис. 2. При этом ρ_1 отвечает метастабильному, ρ_3 — стабильному состояниям, а ρ_2 — “горбу” потенциального рельефа между ними. Приведенный вид зависимости $\dot{\rho}(\rho)$ характерен для процессов, протекающих в бистабильных средах и описываемых [4,8–10] решениями параболических дифференциальных уравнений типа

$$\partial \rho / \partial t = f(\rho) + D \partial^2 \rho / \partial x^2, \quad (1)$$

где $f(\rho) = \dot{\rho}$ — нелинейная функция, D — транспортный коэффициент с размерностью коэффициента диффузии, связанный с движением фронта фазового превращения, но не с собственно механизмом мартенситного превращения. Известно [8], что решение такого уравнения при N -образной кинетике $f(\rho)$ представляет собой волну переключения в форме уступа, движущегося вдоль оси x с постоянной скоростью $v = (D/\tau)^{1/2}$. Эта ситуация полностью отвечает наблюдаемой в описанном выше эксперименте с деформацией монокристалла $TiNi$ на стадии площадки текучести. Оценка времени релаксации τ может быть произведена по экспериментальным данным. Если за время t фронт деформации смещается на L , то $L^2 = Dt$. Тогда $D \approx 6 \cdot 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$. Используя приведенное выше значение скорости перемещения фронта, получаем $\tau \approx 6 \cdot 10^2 \text{ с}$. Из условий эксперимента, приведенных выше, следует, что τ соответствует времени деформации образца на площадке текучести $\tau_y = \epsilon_y / \dot{\epsilon} = 0.06 / (0.75 \times 10^{-5}) \approx 800 \text{ с}$. Надо отметить, что наблюдаемая на этой стадии деформации ситуация, вообще говоря, показательна и для других случаев пластического течения, характеризующихся нулевым или малым значением коэффициента деформационного упрочнения

[1-3], таких как распространение фронта полосы Людерса в железе или легкое скольжение в монокристаллах сплава Cu-Ni-Sn [2]. На стадии же деформационного упрочнения монокристалла TiNi механизм деформации и ее наблюдаемая картина принципиально отличны (рис. 1, б). В этом случае возникает несколько стационарных областей локализации пластической деформации, положение которых сохраняется в ходе процесса. Подобные картины наблюдались нами ранее [3] при деформации поликристаллического Al или дисперсионно-упрочненного сплава Cu-Ni-Sn. Очевидно, здесь речь идет о другом типе активной среды [1-3], для которой характерны процессы восстановления [4,8] и которую принято описывать на базе двухкомпонентных моделей, использующих уравнения типа (1) для описания пространственно-временной эволюции автокаталитического и демпфирующего факторов, управляющих процессами в системе [3]. Это существенно усложняет рассматриваемую проблему, так что дальнейшее развитие подобных моделей пока затруднительно. В то же время концепция активных сред и ее применение к физике пластической деформации представляется весьма перспективной.

Список литературы

- [1] Зуев Л.Б. // Металлофизика и новейшие технологии. 1994. Т. 16. № 10. С. 31.
- [2] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Карташова Н.В. // Письма в ЖЭТФ. 1994. Т. 60. С. 538.
- [3] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Горбатенко В.В. // ЖТФ. 1995. Т. 65. В. 5. С. 91.
- [4] Васильев В.А., Романовский Ю.М., Ятно В.Г. // Автоволновые процессы. М.: Наука, 1987.
- [5] Лизачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука, 1993.
- [6] Фролов К.В., Панин В.Е., Зуев Л.Б. // Изв. вузов. Физика. 1990. № 2. С. 19.
- [7] Данилов В.И. Автореф. дис. д-ра физ.-мат. наук. Томск: ИФПМ, 1995.
- [8] Лоскутов А.Ю., Михайлов А.С. Введение в синергетику. М.: Наука, 1990.
- [9] Aifantis E.C. // Nonlinear Phenomena in Material Sci. / Ed. Cubin L.P., Martin G. Solid State Phenomena. 1988. V. 314. P. 397.
- [10] Малыгин Г.А. // ФТТ. 1995. Т. 37. С. 3.

Институт физики прочности
и материаловедения СО РАН
Томск

Поступило в Редакцию
27 ноября 1995 г.