

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛЕ С ПЛАСТИЧНОСТЬЮ ПРЕВРАЩЕНИЯ (МОНОКРИСТАЛЛЫ NiTi)

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

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
634021 Томск, Россия
(Поступило в Редакцию 2 апреля 1996 г.)

Введение

Анализ особенностей пластического течения металлов и сплавов позволил установить ^[1], что локализация деформации проявляется, начиная практически с самых ранних стадий процесса. При этом причины возникновения этого практически и теоретически важного явления до сих пор не вполне понятны. В наших работах ^[2-4] локализация деформации рассматривается как проявление автоволновых процессов в активной среде, какой является деформируемый материал. Подобный подход широко применяется, например, при объяснении образования структур в химических и биологических объектах ^[5,6], но его применение к проблеме пластичности пока не общепринято. В то же время формирование зон локализации деформации в деформируемом твердом теле, безусловно, можно рассматривать как процесс возникновения структурной неоднородности, что дает возможность говорить о самоорганизации в системе по Хакену ^[7], т.е. об образовании пространственной, временной или функциональной структуры без специфического воздействия извне. Применение подобных идей к проблеме дислокационной пластичности ^[8-10], а также к описанию макро- и мезоскопических особенностей пластического течения монокристаллов сплава Cu-Ni-Sn ^[2], в котором реализуются дислокационные процессы пластической деформации, показало перспективность подобного подхода, который по крайней мере дает возможность установить иерархические соотношения между процессами, протекающими на разных масштабных уровнях ^[1]. Универсальность такого подхода следовало бы проверить при объяснении результатов эксперимента по пластическому деформированию материала с принципиально иным механизмом пластического течения, например, связанным с мартенситным превращением ^[12-14]. Именно такие соображения легли в основу настоящей работы, в которой исследована пластическая деформация никелида титана. В этом сплаве может быть реализована пластичность превращения при фазовом переходе из структуры (B2) в мартенсит (B19). Интерес к поставленной проблеме усиливается также тем обстоятельством, что сплав NiTi относится к числу практически важных материалов, в которых реализуется эффект памяти формы, и для него существенны все особенности пластического течения.

В настоящей работе исследовалась пластическая деформация монокристаллических образцов никелида титана состава, близкого к стехиометрическому. Монокристаллические були выращивались методом Бриджмена, затем из них электроэрозионным методом вырезались образцы для механических испытаний при 300 К на машине "Instron-1185" со скоростью $8.3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ с одновременным определением величины компонент тензора пластической дисторсии с помощью спеклинтерферометрии [15]. Ось растяжения образца имела ориентацию $[112]$, а рабочая поверхность соответствовала плоскости (110). Для повышения температуры начала мартенситного превращения образцы предварительно деформировались прокаткой на 50%, после чего ориентация рабочей поверхности сохранялась, но образец разбивался на блоки размером $\sim 40-60 \text{ мкм}$. Размеры рабочей части подготовленных таким образом образцов составлял $25 \times 5 \times 2 \text{ мм}$. Типичные диаграммы деформации материала показаны на рис. 1. Они характеризуются площадью текучести длиной $\sim 6-9\%$ общей деформации. Стадия деформационного упрочнения нелинейна, в процессе деформирования коэффициент деформационного упрочнения падает примерно в два раза.

Распределения компонент тензора пластической дисторсии, которые определялись одновременно с записью диаграммы $\sigma-\epsilon$, принципиально отличны для стадий площадки текучести и деформационного упрочнения. Как можно видеть на рис. 2, площадке текучести соответствует движение уединенных фронтов пластической деформации, распространяющихся от средней части образца в обе стороны. Очагу пластической деформации отвечают максимумы компонент удлинения ϵ_{xx} , сдвига ϵ_{xy} и поворота ω_z . Фронты распространяются с примерно одинаковой скоростью $\sim 1.48 \cdot 10^{-5}$ и $1.08 \cdot 10^{-5} \text{ м/с}$. Поскольку зарождение очага деформации произошло не точно в середине образца, то

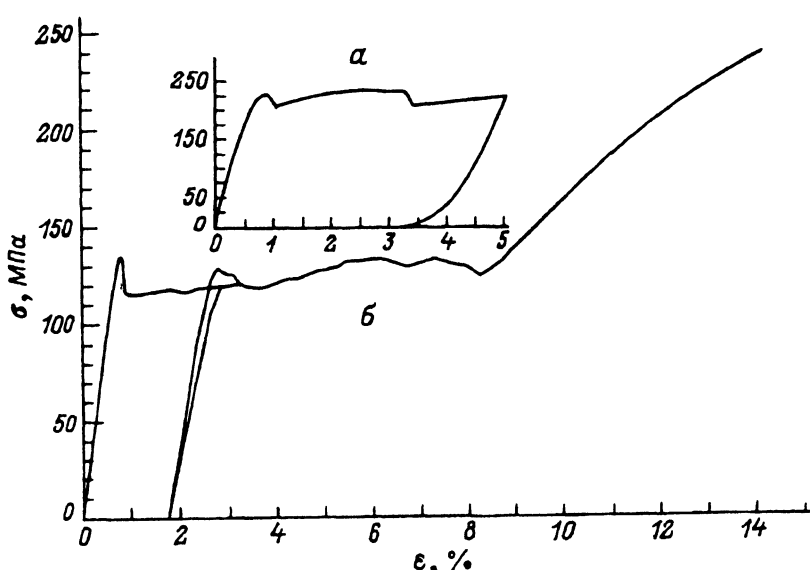


Рис. 1. Деформационные кривые монокристаллов NiTi.

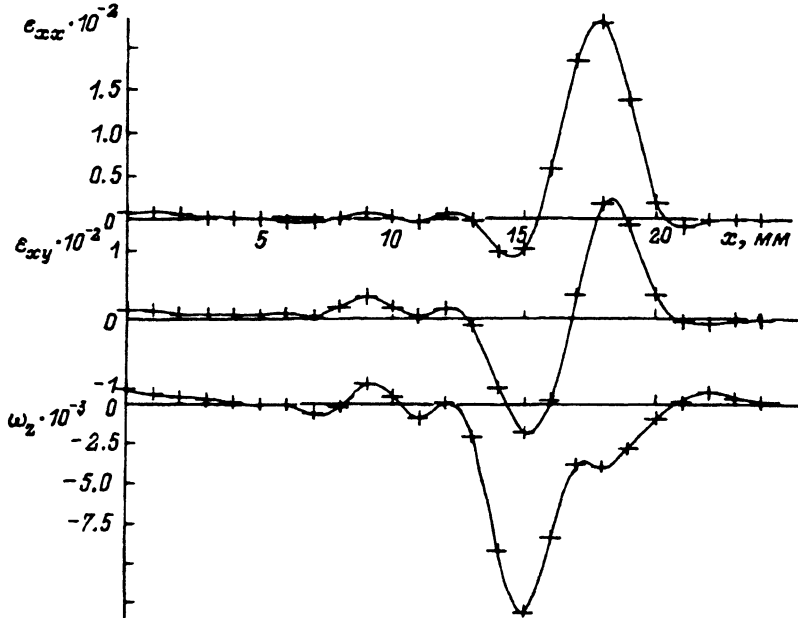


Рис. 2. Распределения локальных компонент тензора дисторсии в NiTi на площадке текучести.

фронты достигают соответствующих захватов испытательной машины в разное время, так что в конце площадки текучести наблюдается движение только одного из них (рис. 3, а), но с примерно вдвое большей скоростью ($\sim 3 \cdot 10^{-5}$ м/с). Возможна также ситуация, когда пластическая деформация начинается вблизи одного из захватов испытательной машины (рис. 3, б). При этом фронт также движется с постоянной скоростью $1.8 \cdot 10^{-5}$ м/с, затем останавливается и на некотором удалении от него возникает другой, продолжающий расти с той же скоростью вплоть до окончания стадии площадки текучести. На диаграмме деформации зарождение нового фронта соответствует скачкообразному снижению деформирующего напряжения (рис. 1, б).

Иная картина наблюдается после перехода к стадии деформационного упрочнения, как это можно видеть на рис. 4. Практически, начиная с этого момента, деформация локализуется в определенных зонах образца, расположенных эквидистантно. По мере роста деформации расстояние между этими зонами несколько уменьшается. Кристаллографические закономерности в расположении очагов деформации характерны главным образом для стадии площадки текучести: фронт зоны локализации здесь наклонен под углом 60° к оси растяжения, что близко к ориентации габитусной плоскости мартенситного превращения в образцах использованной ориентации. В процессе пластического течения ориентация такого фронта может скачкообразно меняться на $2\pi/3$.

Таким образом, в ходе пластического течения монокристаллов NiTi картина локализации деформации эволюционирует в соответствии со стадийностью кривой $\sigma-\epsilon$, характерной для этого материала и условий его нагружения.

Интерпретация результатов

Как известно, пластическая деформация никелида титана реализуется за счет фазового превращения В2→В19, причем фронт последнего распространяется в материале солитоноподобным образом [16,17]. В случае использованных нами монокристаллических образцов с помощью рентгеноструктурного анализа удалось показать, что положение наблюдаемого спекл-интерферометрическим методом фронта деформации на площадке текучести точно совпадает с фронтом мартенситного превращения. С целью проверки этого положения один из образцов был разгружен на площадке текучести (рис. 1, а) и подвергнут рентгеноструктурному анализу вдоль всей длины. Оказалось, что положение и ширина границы между превращенным и непревращенным объемами соответствуют положению и ширине фронта пластической деформации. Отметим, что после деформации превращения по рентгенографическим данным в структуре присутствует около 70% фазы В19 и до 30% фазы В2. Возможно также существование довольно значительных участков ("анклавов") В2-фазы, наблюдаемых, например, в средней части образца после скачкообразного зарождения нового оча-

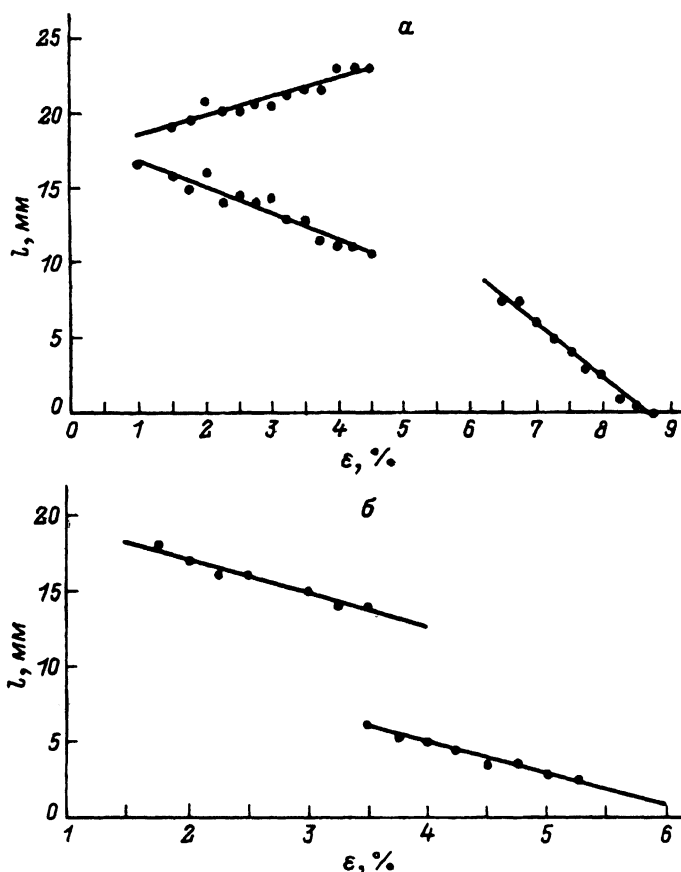


Рис. 3. Движение фронтов деформации при растяжении монокристаллов NiTi. Графики 3, а и б соответствуют диаграммам 1, а и б.

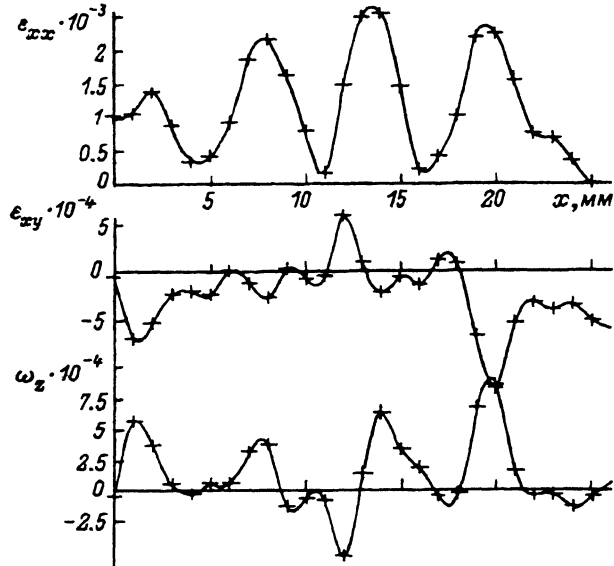


Рис. 4. Распределения локальных компонент тензора дисторсии в NiTi на стадии деформационного упрочнения.

га деформации на определенном расстоянии от прежде действовавшего, как это показано на рис. 3, б. После снятия нагрузки такие очаги могут увеличиваться за счет обратного превращения $B19 \rightarrow B2$, что регистрируется в разгруженном состоянии рентгеноструктурным и металлографическим методами.

Очаги деформации имеют довольно сложную тонкую структуру, о чем можно заключить, сопоставляя распределения различных компонент тензора пластической дисторсии вдоль оси растяжения для одного и того же участка образца. Из данных рис. 2 и других следует, что если компонента удлинения ϵ_{xx} тензора пластической дисторсии выявляется в виде отчетливого максимума, то компоненты сдвига ϵ_{xy} и поворота ω_z в пределах очага деформации меняют знак. Это указывает на “доменизацию” такого очага (термин предложен В.Е. Паниным), т. е. на появление обособленных областей, перемещающихся при деформации как целое [11]. Заметим, что рентгенографическим и металлографическим способами такие “домены” регистрируются значительно труднее.

В [2,3] было показано, что пространственно-временная неоднородность пластической деформации может быть описана с привлечением понятий об автоволновых процессах [6], которые описываются параболическими уравнениями [5,6,8-10], учитывающими как локальную кинетику процесса, так и синхронизацию элементарных актов во времени,

$$\dot{X} = f(X) + D\Delta X. \quad (1)$$

Здесь в случае пластической деформации под X следует понимать действующее напряжение или текущую деформацию [18]. Поскольку для площадки текучести $\sigma = \text{const}$, то следует считать, что (1) записано

относительно деформации ε . При этом транспортный коэффициент $D = D_\varepsilon$ характеризует пространственное распределение очагов деформации, $f(X) = f(\varepsilon)$ — нелинейная скорость локальной деформации (локальная кинетика процесса), Δ — лапласиан. В теории автоволновых процессов [5,6] подобная ситуация отвечает так называемой “автоволне переключения” в бистабильной активной среде. Наиболее информативной величиной в (1) является, очевидно, коэффициент D_ε . Из экспериментальных данных о смещении фронта пластической деформации l за время t можно оценить его величину $D_\varepsilon = l^2/t \sim 5 \cdot 10^{-8} \text{ м}^2/\text{с}$. Используя, как обычно, “диффузионное” представление, запишем

$$D_\varepsilon = Lv. \quad (2)$$

Здесь L — характерный размер области неоднородности (эквивалент “длины свободного пробега”); v — скорость передачи взаимодействий, которую разумно сравнивать со скоростью звука. Относя D_ε [2,3,11] к мезоскопическому масштабу пластической деформации и имея в виду, что с последним должен быть тесно связан нижележащий микроскопический уровень, положим, что $L = b$ ($b \sim 10^{-10} \text{ м}$ — вектор Бюргера дислокаций), и, следовательно, в этом случае $v \sim 5 \cdot 10^2 \text{ м/с}$. Подобное значение скорости нуждается в объяснении. С одной стороны, речь может идти о скорости распространения упругих волн в натянутом при испытании образце, которая может быть оценена как $v = (F/\rho_1)^{1/2} \sim 10^2 \text{ м/с}$ (F — сила натяжения, ρ_1 — масса единицы длины образца). С другой стороны, $v < v_s$ — скорости звука (для большинства металлов $v_s \sim 3 \cdot 10^3 \text{ м/с}$), но, поскольку в данном случае пластическая деформация реализуется за счет фазового превращения, соответствующее значение скорости звука в очаге пластического течения должно быть существенно меньше. На это указывают имеющиеся экспериментальные данные [19]. Можно считать, что в любом случае (2) дает правильное представление о характере количественной связи между соседними (мезо- и микро-) масштабными уровнями пластической деформации.

Большая сложность картины локализации деформации на стадии деформационного упрочнения связана, очевидно, с принципиально другим механизмом пластичности. Известно [12–14], что на этой стадии пластическое течение NiTi реализуется путем дислокационного скольжения и двойникования в смеси фаз В19 и В2, что обуславливает более сложную картину распределения компонент тензора пластической дисторсии по сравнению с характерной для площадки текучести. По этой причине попытки детального описания природы и закономерностей локализации на стадии деформационного упрочнения представляются преждевременными.

Заключение

Таким образом, исследование пластической деформации за счет фазового превращения В2→В19 показало, что установленные ранее закономерности характерны и для этого случая. Как было показано ранее при исследованиях дислокационной деформации, на стадии лег-

кого скольжения (сплав Cu-Ni-Sn в состоянии твердого раствора после закалки [4]) или при наличии площадки текучести (низкоуглеродистая сталь [20]) в материале наблюдается движение локализованных очагов пластического течения типа известных полос Людерса. Такая же картина наблюдается и при деформации превращения. Стационарные области локализации деформации также характерны для всех вариантов пластического течения с переменным коэффициентом деформационного упрочнения [2]. Можно считать, что независимо от микроскопического механизма пластичности локализация деформации в соответствующих материалах подчиняется сравнительно простым закономерностям и существует только небольшое число типичных картин локализованного пластического течения для всех стадий и видов кривых $\sigma-\epsilon$. При этом собственно локализация пластической деформации проявляется с начальных этапов течения, эволюционирует в его ходе в соответствии со стадийностью и непосредственно переходит в разрушение, которое следует рассматривать как финальный этап этого процесса.

Список литературы

- [1] Лизачев В.А., Панин В.Е., Засимчук Е.Э. и др. Кооперативные деформационные процессы и локализация деформации. Киев: Наукова думка, 1989.
- [2] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Горбатенко В.В. // ЖТФ. 1995. Т. 65. Вып. 1. С. 91-103.
- [3] Зуев Л.Б. // Металлофизика и новейшие технологии. 1994. Т. 16. № 10. С. 31-36.
- [4] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Карташова Н.В. Письма в ЖЭТФ. 1994. Т. 60. Вып. 7. С. 538-554.
- [5] Романовский Ю.М., Степанова Н.В., Чернавский Д.С. Математическая биофизика. М.: Наука, 1984.
- [6] Васильев В.А., Романовский Ю.М., Ятно В.Г. Автоволновые процессы. М.: Наука, 1987.
- [7] Хакен Г. Информация и самоорганизация. М.: Мир, 1991.
- [8] Aifantis E.S. // Int. J. Eng. Sci. 1992. Vol. 30. N 10. P. 1279-1299.
- [9] Aifantis E.S. // Int. J. Plasticity. 1987. Vol. 3. N 2. P. 211-247.
- [10] Малыгин Г.А. // ФТТ. 1995. Т. 37. Вып. 1. С. 3-42.
- [11] Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов / Под ред. В.Е. Пагина. Т. 1. Новосибирск: Наука, 1995.
- [12] Utsuka K., Shimizu K. // Int. Metals Rev. 1986. Vol. 31. N 3. P. 93-114.
- [13] Лизачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб.: Наука, 1993.
- [14] Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М.: Наука, 1991.
- [15] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Мнш Н.М. // Завод. лаб. 1990. Т. 56. № 2. С. 90-93.
- [16] Falk F. // Zs. Phys. B. Cond. Mat. 1984. Vol. 54. N 1. P. 159-167.
- [17] Jacobs A.E. // Phys. Rev. B. 1985. Vol. 31. N 9. P. 5984-5989.
- [18] Николис Г., Пригожин И. Познание сложного. М.: Мир, 1990.
- [19] Лотков А.И., Кузнецов А.В. // ФММ. 1988. Т. 66. № 5. С. 903-909.
- [20] Зуев Л.Б., Панин В.Е., Данилов В.И. // ДАН СССР. 1991. Т. 317. № 6. С. 1386-1389.