

05;12

## Фрактальная размерность поверхности при деформационном мартенситном превращении в никелиде титана

© С.Н. Кульков, Ю.П. Мионов

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
634021 Томск, Россия  
e-mail: kulkov@ms.tsc.ru

(Поступило в Редакцию 10 июля 2003 г.)

Показано, что фрактальная размерность остаточного деформационного рельефа на поверхности никелида титана чувствительна к механизму деформации материала. Она понижается при реализации фазовой неупругости и растет при пластичности, а в момент смены основного механизма деформации показывает максимальные флуктуации. Зависимость величины микронаскажений в исходной аустенитной фазе от фрактальной размерности не является однозначной, она разбивается на две группы точек, которые соответствуют различным механизмам деформации материала.

### Введение

Известно, что деформационный рельеф, формирующийся на поверхности твердого тела, тесно связан с механизмами деформации, которые реализуются на нескольких масштабных уровнях. В настоящее время показано, что для анализа такого рельефа на поверхности для широкого круга материалов применим аппарат фрактальной геометрии [1–3], что позволяет проследить его эволюцию в процессе механического и другого воздействия [4,5]. Однако вопрос о том, с какими физическими величинами и механизмами деформации связаны фрактальные характеристики поверхности, в настоящее время систематически не проработан. В этой связи весьма интересным может оказаться изучение фрактальных характеристик деформационного рельефа материалов, в которых на разных этапах преобладают заведомо различные механизмы деформирования. Одним из материалов такого класса может служить сплав, обладающий деформационным мартенситным превращением. При его нагружении вслед за областью упругой деформации следует фазовая неупругость, а по исчерпанию ее ресурса происходит пластическая деформация материала. При этом на диаграмме нагружения хорошо выделяются стадии в зависимости от преобладающего механизма деформации, а фазовое и структурное состояние материала на каждом этапе можно непосредственно определить по изменению картины рентгеновской дифракции.

В соответствии со сказанным целью настоящей работы явилось определение связи макродеформации и микроструктурных параметров решетки с фрактальными характеристиками поверхности при деформационном мартенситном превращении в TiNi.

### Материалы и методика эксперимента

Образец в виде двойной лопатки с длиной и шириной деформируемой части 22 и 5 мм соответственно вырезался из листа интерметаллида Ti–Ni<sub>50.7</sub> толщиной 1 мм, механически полировался алмазной пастой

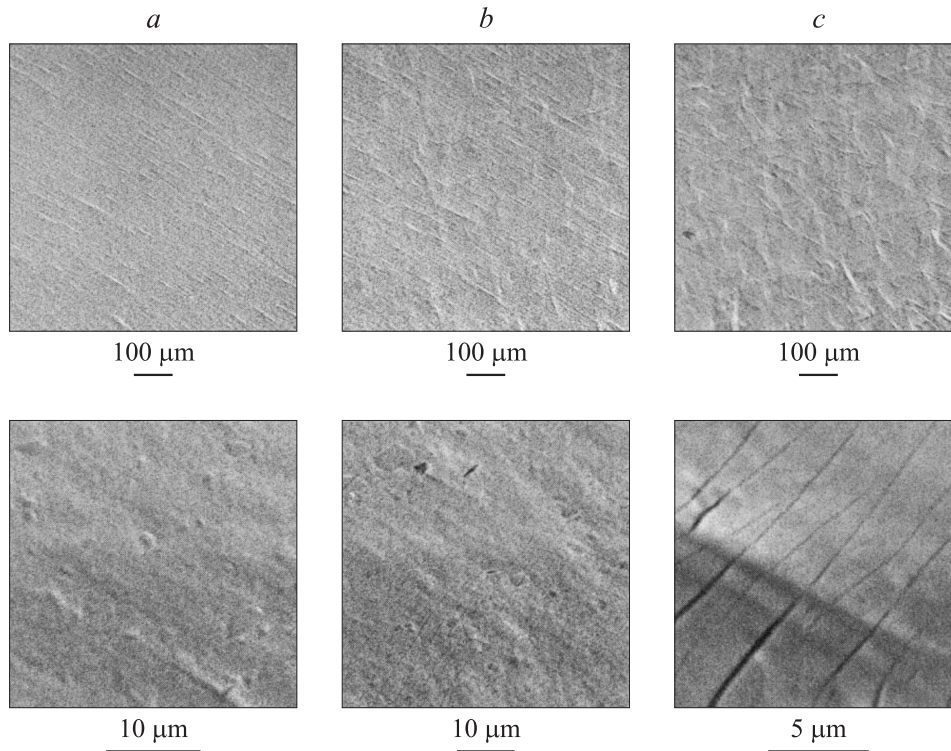
(до ACM 1/0), отжигался в вакууме при температуре 110 К в течение 1 h и охлаждался с печью. На испытательной машине INSTRON-1185 при комнатной температуре с записью диаграммы нагрузка–абсолютное удлинение проводилось ступенчатое растяжение образца. После каждой деформации в разгруженном состоянии получали изображения в растровом электронном микроскопе (РЭМ-200) трех заранее выбранных характерных участков поверхности при десяти увеличениях. Максимальный размер растра составлял  $750 \times 750 \mu\text{m}$ , минимальный —  $10 \times 10 \mu\text{m}$ .

Для получения фрактальных характеристик применялась методика [6], реализующая метод вертикальных сечений Мандельброта [7] применительно к РЭМ изображениям. При компьютерном сканировании и разбивке каждого изображения в растр  $512 \times 512$  точек по величине яркости (току вторичных электронов) определялась величина  $L/L_0$ , где  $L$  — кажущаяся длина сканирующей линии по всей поверхности растра,  $L_0$  — длина проекции этой линии на плоскость. Величина  $\ln(L/L_0)$  принималась за меру шероховатости поверхности. Затем строились зависимости  $L/L_0$  от увеличения в дважды логарифмических координатах (так называемые фрактальные графики), которые имели форму, близкую к обратно-сигмоидальной. Фрактальная размерность  $D_f$  определялась через модуль тангенса угла наклона ( $B$ ) среднего участка фрактального графика при его линейной аппроксимации  $D_f = 1 + |B|$  и, следовательно, являлась интегральной характеристикой поверхности [7].

Фазовое состояние и наличие микроструктурных изменений после каждого нагружения и разгрузки контролировалось рентгенографически на установке ДРОН-УМ1 (излучение  $\text{CuK}\alpha$ ).

### Результаты и их обсуждение

В области остаточных деформаций до 2% в образце возникает неупругость за счет мартенситного превращения  $B2 \rightarrow B19'$ , состоящая из обратимой (сверхэластичной) и необратимой при данной температуре



**Рис. 1.** Электронно-растровые фотографии поверхности никелида титана при остаточной деформации образца: *a* — 1, *b* — 2,8, *c* — 5%.

(запоминаемой) составляющих. На этом этапе механизм мартенситной деформации является единственным и приводит к появлению рельефа в виде мартенситных пластин. Рельеф виден в процессе нагружения, но имеет высокую обратимость при снятии нагрузки. Остаточные следы пластин имеют весьма слабый контраст на фоне исходного рельефа (рис. 1, *a*).

Увеличение остаточной деформации до 3% при данной температуре оказывается возможным лишь с появлением пластической составляющей, наличие которой обеспечивает превращение сверхэластичной деформации в запоминаемую. Наличие деформационного упрочнения и уширения дифракционных рефлексов свидетельствует о росте микроповреждений структуры. Поверхностный рельеф в виде параллельных линий локализованной деформации перпендикулярных направлению приложенной нагрузки наиболее отчетливо виден при больших увеличениях микроскопа (рис. 1, *b*). Напротив, рельеф в виде участков легкой поверхностной экструзии материала хорошо виден при малых увеличениях (рис. 1, *b*). Характерный размер экструдированных участков находится в пределах 30–100 μm, что несколько превышает средний размер зерна (около 20 μm).

При остаточной деформации более 4% количество линий локализованной деформации становится существенно больше, они захватывают большой объем материала за счет появления новых, которые сохраняют приблизительно параллельность к уже имеющимся (рис. 1, *c*). При малых увеличениях микроскопа видна достаточно

отчетливая фрагментация поверхности на отдельные зерна вследствие их неодинаковой экструзии (рис. 1, *c*). На этой стадии происходит упрочнение материала, в результате чего макронапряжение достигает предела текучести материала, что более чем в 2 раза превышает напряжение фазового сдвига  $B2 \rightarrow B19'$ . По данным рентгеновской дифракции микроискажения также существенно возрастают, а процесс превращения материала из аустенитного состояния в мартенситное прекращается. Из совокупности перечисленных фактов следует, что теперь мартенситная неупругость дает минимальный вклад в макродеформацию, а пластичность, напротив, становится основным механизмом формоизменения.

Величины „шероховатости“ поверхности  $\ln(L/L_0)$ , взятые для фиксированного размера растра микроскопа, слабо увеличиваются с ростом остаточной макроскопической деформации образца, но детально характер их функциональной зависимости установить не удалось, что, скорее всего, связано с тем, что примененная методика определения „шероховатости“ по РЭМ изображению дает завышенный результат, так как помимо профиля поверхности в определенную таким образом шероховатость дают вклады фазовый контраст включений, пор и т.д.

Типичная зависимость „шероховатости“ поверхности от увеличения микроскопа представлена на рис. 2. В большинстве случаев эта величина ведет себя как фрактальная: падает с ростом увеличения, но близка к константе при самых больших и самых малых увели-

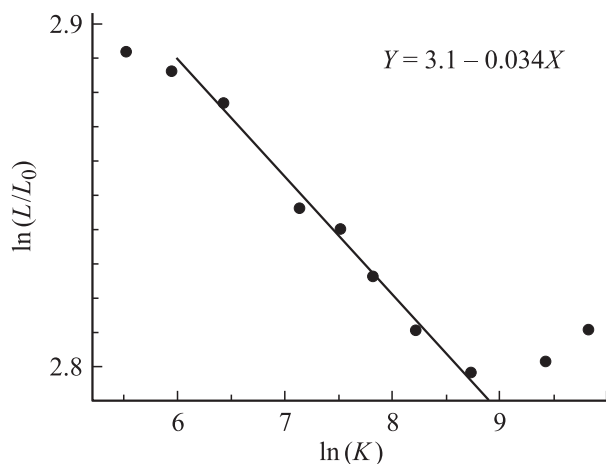


Рис. 2. Типичный фрактальный график (остаточная деформация образца составляет 3.4%).

чениях микроскопа. Здесь же приведена интерполирующая прямая, тангенс угла наклона которой определяет фрактальную размерность  $D_f$ . Полученная зависимость размерности  $D_f$  от относительной остаточной деформации образца представлена на рис. 3. При использовании для ее аппроксимации полиномов различной степени оказалось, что переход от линейной функции к параболе дает существенный рост коэффициента корреляции, а дальнейшее повышение степени полинома коэффициент существенно не повышает. Исходя из этого, было принято, что наиболее оптимальной является аппроксимация параболической функцией, которая также показана на рис. 3. Она имеет минимум при величине остаточной макроскопической деформации около 2% и последующий рост, заметно превышающий начальное понижение. При этом оказалось, что параболические аппроксимирующие функции  $D_f(\varepsilon_{\sigma=0})$ , построенные для нескольких исследованных участков поверхности деформируемого образца, практически совпадают между собой, т.е. интервал деформаций уменьшения  $D_f$  заканчивается на величине остаточной деформации около 2% и соответствует исключительно мартенситному механизму ее реализации. Начало роста  $D_f(\varepsilon_{\sigma=0})$  совпадало с возникновением локализованной пластической деформации образца, а развитие деформационного рельефа приводит к дальнейшему существенному росту  $D_f$ .

Причина понижения  $D_f$  при малых деформациях может быть связана со спецификой остаточного мартенситного рельефа. При наличии малого характерного размера он может увеличивать значение „шероховатости“ поверхности для больших увеличений микроскопа существеннее, чем для малых. Это приводит к тому, что правая часть фрактального графика (рис. 2) поднимается, что в свою очередь может уменьшать угол его наклона и, следовательно, понижать величину  $D_f$ . Таким образом, посредством образования различного вида рельефа два основных механизма деформации дают противоположные изменения  $D_f(\varepsilon_{\sigma=0})$ .

Приведенные на графиках интервалы возможной погрешности измерений получены из статистической обработки данных с учетом возможной погрешности отдельных измерений [6,7]. Как видно из рис. 3, величина  $D_f$  имеет максимальные флуктуации, превышающие приведенные оценки погрешности, при самых малых деформациях и вблизи перехода через минимум своей зависимости. Заметим, что это как раз области смены механизмов деформации от упругой к фазовой неупругости и далее к пластичности, соответственно.

На рис. 4,а приведены зависимости полуширины рентгеновских дифракционных пиков для максимально различающихся по  $d_{HKL}$  плоскостей решетки B2 от величины фрактальной размерности  $D_f$ . Стрелками показано направление роста остаточной деформации. Можно видеть, что точки для полуширины пика (321) разбиваются на две группы, которые интерполируются различными зависимостями: близкая к параболе — нижняя ветвь и линейная — верхняя. Полуширина пика (110) в области больших величин  $D_f$  также имеет тенденцию разделения на две ветви, однако ее величина мала по сравнению с шириной линии (321). В предположении, что основной вклад в полуширину рентгеновских линий дают микроискажения кристаллической решетки, построена их зависимость от величины фрактальной размерности и приведена на рис. 4, б. Оказалось, что для обеих плоскостей зависимости микродисторсии приобретают аналогичный вид и практически совпадают количественно. Видно, что точки на графике разделились на две части: линейно возрастающую и убывающую с ростом  $D_f$ . Точки, соответствующие началу деформации, находятся в правом нижнем углу графика, и вся нижняя его ветвь соответ-

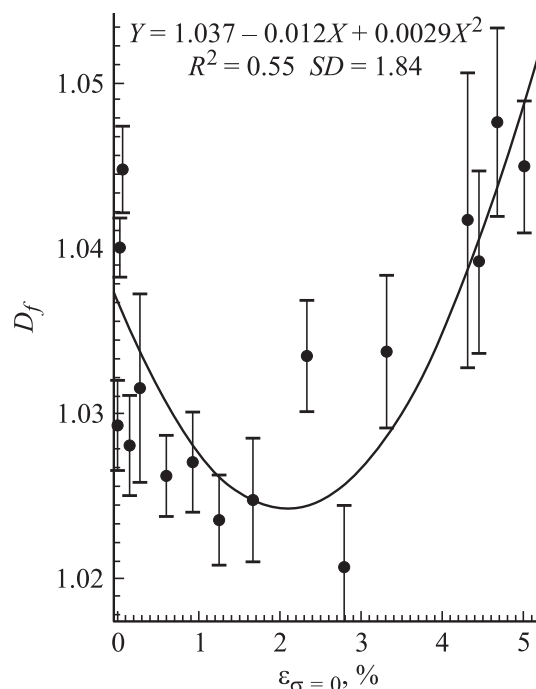
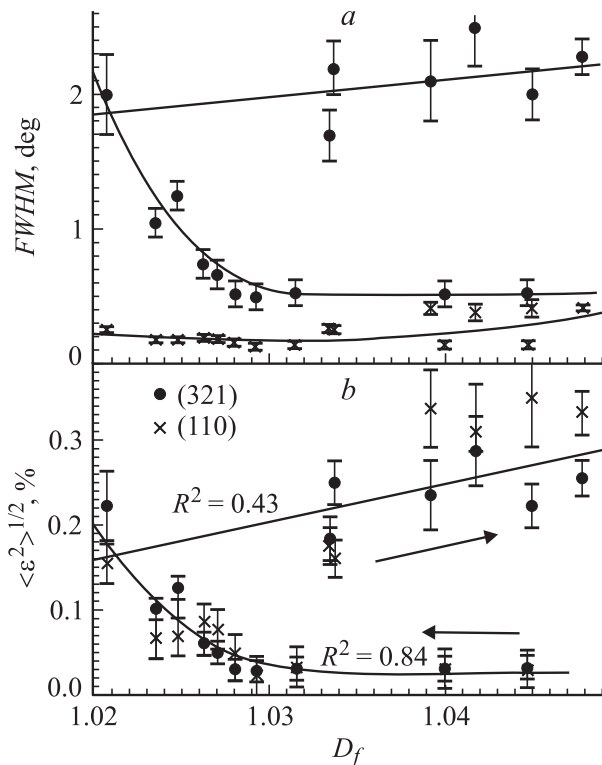


Рис. 3. Зависимости величины фрактальной размерности  $D_f$  от остаточной деформации в образце.



**Рис. 4.** Зависимости полуширины рентгеновских дифракционных пиков (a) и микроискажений (b) в различных атомных плоскостях решетки B2 от величины фрактальной размерности  $D_f$  поверхности никелида титана в процессе растяжения,  $\times$  — для рефлекса (110),  $\bullet$  — для рефлекса (321).

ствует мартенситному механизму формоизменения, где вначале рост полуширины линий минимальный, а затем становится максимальным. Верхний линейный участок соответствует интенсивному рельефообразованию при пластической деформации образца, т.е. плавный и продолжительный переход от деформации по механизму фазовой неупругости к пластичности на данном графике локализуется четко посредством области минимальной величины  $D_f$ .

## Заключение

Таким образом, на этапе деформации никелида титана, обусловленной только фазовой неупругостью, зафиксировано понижение фрактальной размерности  $D_f$  при отсутствии на РЭМ изображениях визуально заметного остаточного деформационного рельефа. С началом упрочнения материала и появлением признаков пластической деформации на микроуровне наблюдается сначала локальное, а затем повсеместное образование деформационного рельефа двух видов и рост фрактальной размерности  $D_f$ .

Наблюдаемые по мере роста остаточной деформации флуктуации величины фрактальной размерности  $D_f$  максимальны по время смены основного механизма деформации.

Зависимость микроискажений решетки B2 от величины фрактальной размерности  $D_f$  не является однозначной, она разбивается на две группы точек, которые соответствуют различным механизмам деформации никелида титана.

## Список литературы

- [1] Иванов В.С. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. М.: Наука, 1992.
- [2] Олемской А.И., Флат А.Я. // УФН. 1993. Т. 163. № 12. С. 1–50.
- [3] Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж. и др. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994.
- [4] Панин В.Е., Кузнецов П.В. и др. // ФММ. 1997. Т. 84. Вып. 2. С. 118–122.
- [5] Kuznetsov P.V., Panin V.E., Schreiber J. // TAFM. 2001. Vol. 35. P. 171–177.
- [6] Huang Z.H., Tian J.F., Wang Z.G. // Material Science and Engineering. 1980. Vol. A118. P. 19–24.
- [7] Mandelbrot B.B. The Fractal Geometry Nature. New York: Freeman, 1983. 480 p.