

05.1

О локализации деформации при сжатии образцов керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$

© С.А. Баранникова, С.П. Буякова, Л.Б. Зуев, С.Н. Кульков

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск
E-mail: bsa@ispms.tsc.ru

Поступило в Редакцию 2 октября 2006 г.

Методом двухэкспозиционной спекл-фотографии регистрировались пространственно-временные распределения локальных компонентов тензора дисторсии при активной деформации сжатием непластичного материала — нанокристаллической керамики на основе частично стабилизированного диоксида циркония $ZrO_2(Y)$. Получены картины локализации деформации, рассмотрены особенности макроскопической неоднородности деформации при упругом поведении материала.

PACS: 62.20.Fe, 62.50.+p

К настоящему времени, благодаря применению метода двухэкспозиционной спекл-фотографии к исследованию локализации пластического течения, предложена классификация эволюционирующих по мере роста общей деформации при активном нагружении картин макроскопической локализации деформации в металлах [1]. Фактический экспериментальный материал охватывает более десятка различных металлов и сплавов [2], но вопрос об универсальности такой классификации и установленных закономерностей макролокализации деформации пока остается открытым.

Это обстоятельство обусловило интерес к исследованиям деформационного поведения квазихрупких керамических материалов, не проявляющих в обычных условиях заметной пластической деформации [3,4]. В качестве материала для исследований выбрана керамика, полученная из нанокристаллического порошка диоксида циркония ZrO_2 , стабилизированного Y_2O_3 (три мольных процента) [5]. Образцы для механических испытаний сжатием с размерами $15 \times 10 \times 6$ mm получались формованием и последующим спеканием нанокристаллического порошка диоксида циркония со средним размером кристаллитов 50 nm.

Механические испытания проводились по схеме сжатия вдоль длинной оси образца (далее ось x) на универсальной испытательной машине „Instron-1185“ при 300 К. Скорость перемещения подвижного захвата составляла $1.6 \cdot 10^{-6}$ м/с ($\sim 10^{-4}$ с $^{-1}$). В дополнение к записи диаграммы деформации с начала нагружения и вплоть до полного разрушения образца методом двухэкспозиционной спекл-фотографии [6] последовательно регистрировались поля векторов перемещений $\mathbf{r}(x, y)$ точек на рабочей (широкой) грани исследуемых образцов. В ходе этой процедуры прирост общей деформации $\Delta \varepsilon_{tot}$ между двумя экспозициями при записи каждой спекл-фотографии составлял 10^{-3} , что позволяло получить последовательность из 10...12 кадров, содержащих информацию о распределении деформации.

Далее численным дифференцированием полей $\mathbf{r}(x, y)$ по координатам x и y вычислялись продольные ε_{xx} , поперечные ε_{yy} , сдвиговые ε_{xy} и поворотные ω_z компоненты тензора дисторсии $\beta_{ij} = \nabla \mathbf{r}(x, y)$ во всех точках наблюдаемой поверхности. Наиболее удобной и информативной, как показывает опыт [7], является компонента локального сжатия $\varepsilon_{xx} = \partial u / \partial x$, где u есть компонента вектора \mathbf{r} в направлении оси x при нагружении образца. В ходе анализа рассматривались главным образом двумерные распределения $\varepsilon_{xx}(x, y)$ этой компоненты по всему образцу для заданного момента времени, а также пространственно-временные $\varepsilon_{xx}(x, t)$ вдоль оси x для последовательных моментов времени t .

Свойства исследуемой керамики таковы, что при ее деформировании практически исключено движение точечных и линейных дефектов, по крайней мере при умеренных температурах. Этим объясняется относительно высокая вязкость разрушения этого материала [4], при этом упругая деформация к моменту разрушения достигает величины $\varepsilon_f \approx 10^{-2}$. Диаграмма деформации циркониевой керамики содержит линейный (упругий) участок и участок со слабым отклонением от линейности, которое обусловлено наличием в структуре керамики пор, неизбежных в получаемых из порошков материалах, и инициированным приложенными напряжениями превращением тетрагонального диоксида циркония в моноклинный, что характерно для частично стабилизированного ZrO_2 [8].

Типичные примеры распределений компонент локальных деформаций ε_{xx} и ε_{xy} на регистрируемой поверхности образца $ZrO_2(Y)$, полученные с помощью метода двухэкспозиционной спекл-фотографии при сжатии образца, приведены на рис. 1. Из них следует, что деформация

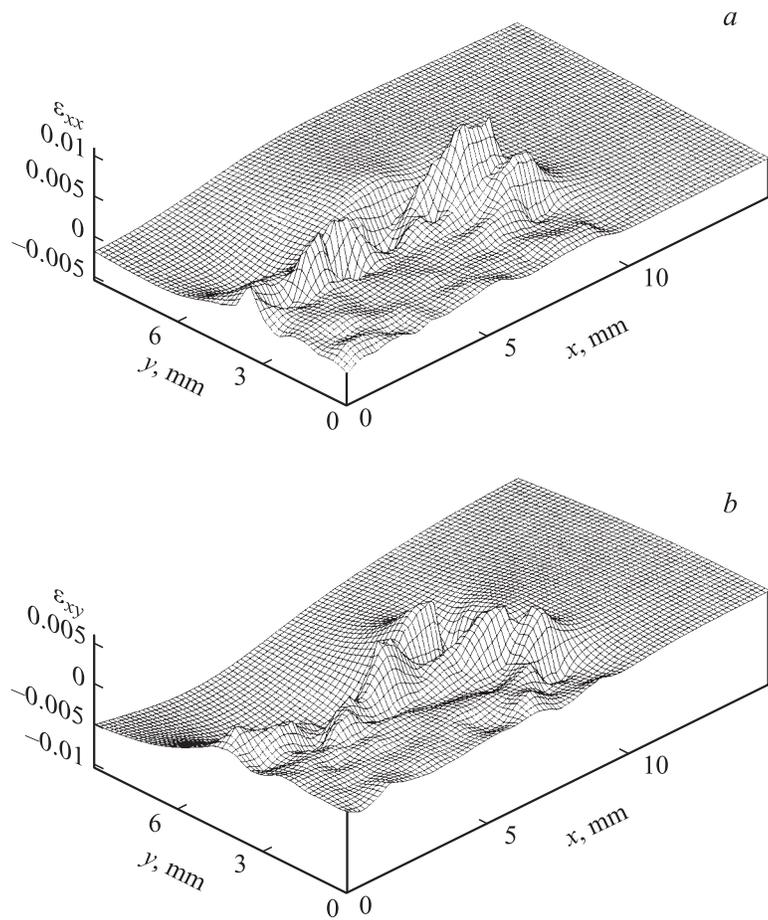


Рис. 1. Распределение компонент тензора дисторсии ε_{xx} (a) и ε_{xy} (b) в сжимаемом образце при приросте общей деформации от 0 до $8 \cdot 10^{-4}$.

с самого начала нагружения распределена по объему неоднородно, т.е. локализована в зонах макроскопического масштаба, вытянутых вдоль оси сжатия x , в то время как другие объемы при этом же приросте деформации практически не деформируются.

Такие зоны локализованной деформации при дальнейшем нагружении эволюционируют сложным образом. При общей деформации сжатия $\varepsilon_{tot} \approx 3 \cdot 10^{-3}$ и вплоть до разрушения при $\varepsilon_f \approx 10^{-2}$ деформации в очагах локализованной деформации ε_{xx} перераспределяются таким образом, что высота локальных максимумов ε_{xx} постепенно увеличивается, в то время как приросты локальных деформаций в остальных зонах остаются теми же или даже несколько уменьшаются. Именно вблизи этих высокоамплитудных зон локализованной деформации возникают трещины и определяется область разрушения образца под углом 45° к оси сжатия (рис. 2, *a*). Сопоставление картины локальных сжатий со снимками полированных поверхностей исследуемых образцов, полученными методом оптической микроскопии, показало, что трещины зарождаются вблизи скоплений пор (рис. 2, *b*).

Наиболее важная и интересная особенность поведения очагов локализованной деформации в интервале общей деформации $10^{-4} \leq \varepsilon_{tot} \leq 10^{-2}$ состоит в следующем. Если построить графики их движения в координатах „положение очага X –время деформирования t “, то отчетливо проявляется тенденция к слиянию в одной точке — „полюсе“ разрушения (рис. 3). На этом этапе процесса движение очагов локализованной деформации синхронизируется таким образом, что прямые $X(t)$ при экстраполяции пересекаются в одной точке, пространственная X_f и временная t_f координаты которой соответствуют месту и моменту разрушения.

Ранее аналогичная картина эволюции очагов локальных деформаций наблюдалась на стадии предразрушения пластичных поликристаллических сплавов Fe–Si, Mg–Mn–Ce, V–Zr–C и при субмикроструктурном Al [9]. В пластичных металлах и сплавах очаги локализованной деформации, движущиеся на стадии предразрушения, в определенный момент прекращают свое развитие: из всех очагов с течением времени „выживает“ только один, положение которого уже при зарождении соответствует месту формирования в будущем сначала макроскопической шейки, а затем и вязкого разрушения. Остальные очаги локализованной деформации могут зарождаться как по обе стороны от места будущего разрушения (Fe–Si, V–Zr–C), так и с одной стороны от него (Mg–Mn–Ce, Al) [9]. При этом зоны локализации различным образом наклонены к оси нагружения. Это, возможно, определяет разный характер разрушения в пластичных материалах.

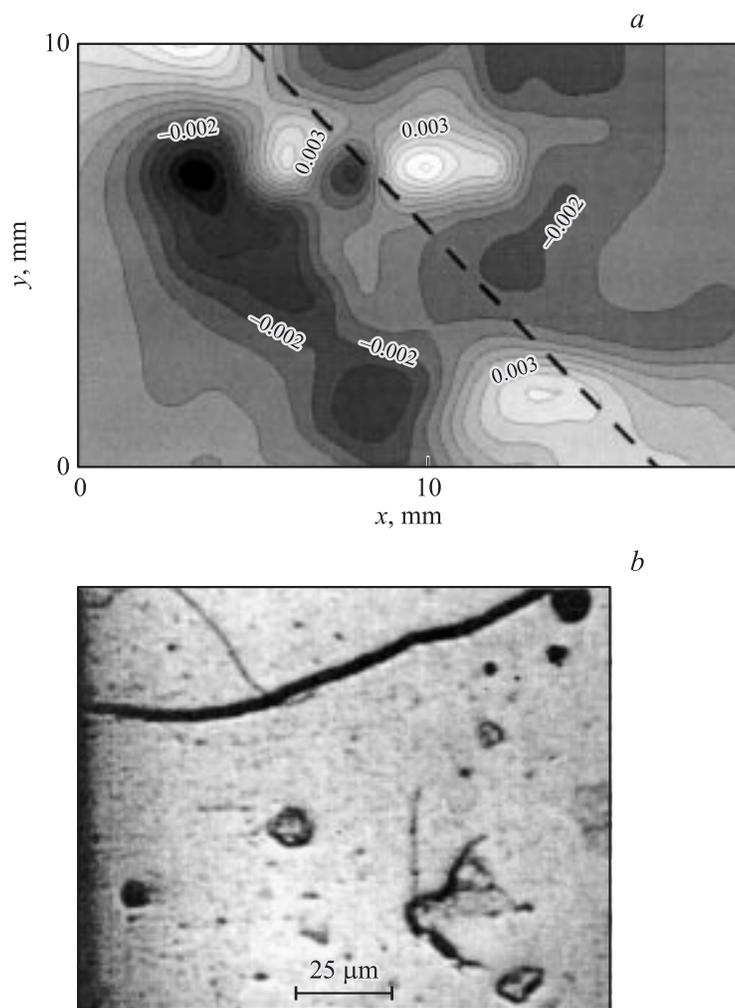


Рис. 2. *a* — изолинии компоненты ϵ_{xx} в образце при приросте общей деформации от $9 \cdot 10^{-3}$ до $9.9 \cdot 10^{-3}$ (штриховой линией показана траектория откола образца); *b* — поры в керамике в месте образования трещины.

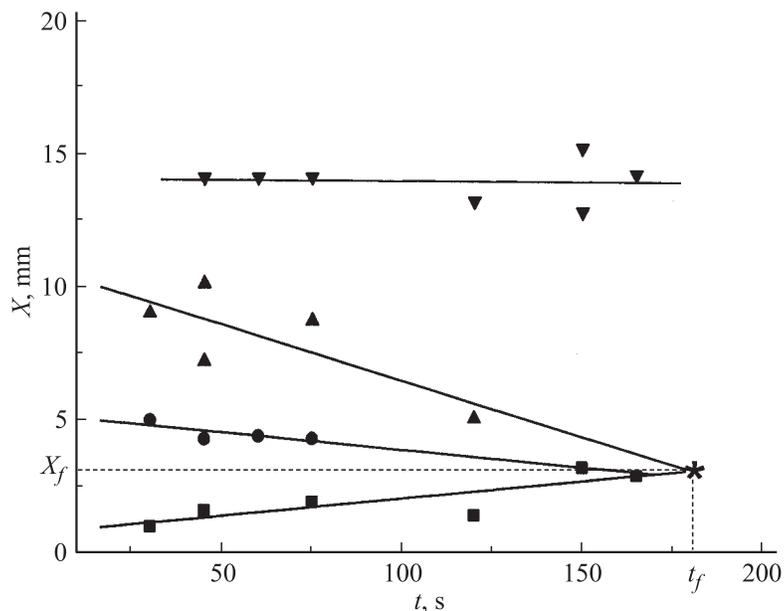


Рис. 3. Положение максимумов X локальных деформаций ε_{xx} на средней линии образца в зависимости от времени деформирования t ; * — полюс разрушения.

Что же касается керамики, то в силу ее малой деформации эффекты не развиваются,¹ однако синхронное движение очагов, завершающееся их слиянием в месте разрушения, наблюдается и в этом случае. Это указывает на общность явлений, протекающих на стадии предразрушения в пластичных и квазихрупких материалах.

Результаты представленных исследований распределений локальных деформаций позволяют сформулировать следующие важные представления о закономерностях поведения керамических материалов $ZrO_2(Y)$ при сжатии:

— в течение всего процесса сжатия деформация в образце распределена неоднородно;

¹ Или не наблюдаются в силу недостаточного временного разрешения используемой методики [6].

— несмотря на то что в отличие от металлических материалов керамика не способна к пластическому деформированию, процесс макроскопической локализации деформации в керамике, как и в пластичных ГЦК, ОЦК и ГПУ металлических материалах, самопроизвольно приобретает пространственную и временную упорядоченность;

— анализ картин эволюции зон локализованной деформации показывает, что место разрушения образца определяется достаточно рано. Уже за $3 \cdot 10^{-3}$ общей деформации до разрушения зарождается так называемый „пик предразрушения“, определяющий координату места образования трещины и разрушения;

— по мере нагружения образца сформировавшиеся зоны локализации деформации медленно (со скоростью $\sim (2 \div 2.2) \cdot 10^{-5}$ m/s) смещаются к месту будущего разрушения, которое, очевидно, как и время жизни образца до разрушения, детерминировано процессами, происходящими на предыдущих стадиях процесса нагружения;

— скорости движения очагов локализованной деформации в квазихрупких керамических образцах при сжатии по порядку величины совпадают со скоростями, характерными для такого движения в пластичных металлах и сплавах [9], причем эти скорости, как и в тех случаях, которые анализировались ранее [2], оказались примерно на порядок выше скорости движения подвижного захвата испытательной машины при сжатии.

Обнаруженная общность закономерностей поведения пластичных и хрупких материалов на стадии предразрушения кажется перспективной для оценки предельных состояний как металлов, так и керамических материалов. Ее можно использовать для прогнозирования предельной пластичности металлов и керамики, определения положения очага разрушения и оценки времени до разрушения (ресурса) в ходе механических испытаний.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Минобрнауки и CRDF в рамках программы BRNE, проекты № Y3-E-16-01, № Y2-P16-04; „Фонда содействия отечественной науке“; молодежного проекта СО РАН 2006 г. № 29; Минобрнауки и науки, проект № РНП.2.2.2.3.6967; Российского фонда фундаментальных исследований, проект 05-01-98008-р_объ_а.

Список литературы

- [1] Zuev L.B. // Ann. Physik. 2001. V. 10. N 11–12. P. 965–984.
- [2] Зуев Л.Б., Данилов В.И., Семухин Б.С. // Успехи физики металлов. 2002. Т. 3. № 3. С. 237–304.
- [3] Кингери У.Д. Введение в керамику. М.: Госстройиздат, 1967. 499 с.
- [4] Баринов С.М., Шевченко В.Я. Прочность технической керамики. М.: Наука, 1996. 158 с.
- [5] Буякова С.П., Масловский В.И., Никитин Д.С., Кульков С.Н. // Письма в ЖТФ. 2001. Т. 27. В. 23. С. 1–8.
- [6] Zuev L.D., Gorbatenko V.V., Polyakov S.N. // Proc. of SPIE — The International Society for Optical Engineering. 2002. V. 4900. Part 2. P. 1197–1208.
- [7] Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. // Int. J. Plasticity. 2001. V. 17. N 1. P. 47–63.
- [8] Кульков С.Н., Масловский В.И., Буянова С.П., Никитин Д.С. // ЖТФ. 2002. Т. 72. В. 3. С. 38–42.
- [9] Зуев Л.Б., Данилов В.И. // ЖТФ. 2005. Т. 75. В. 12. С. 102–105.