

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.

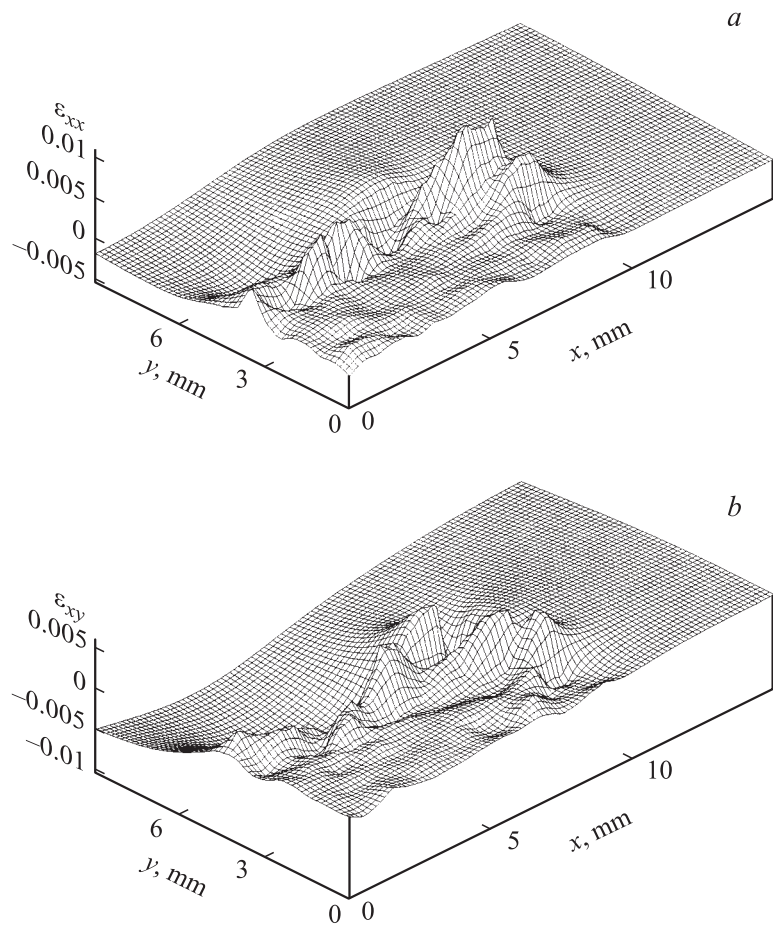
Это обстоятельство обусловило интерес к исследованиям деформационного поведения квазихрупких керамических материалов, не проявляющих в обычных условиях заметной пластической деформации [3,4]. В качестве материала для исследований выбрана керамика, полученная из нанокристаллического порошка диоксида циркония  $ZrO_2$ , 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  $\varepsilon_{xx}$ , поперечные  $\varepsilon_{yy}$ , сдвиговые  $\varepsilon_{xy}$  и поворотные  $\omega_z$  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  $\varepsilon_{xx}$  и  $\varepsilon_{xy}$  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



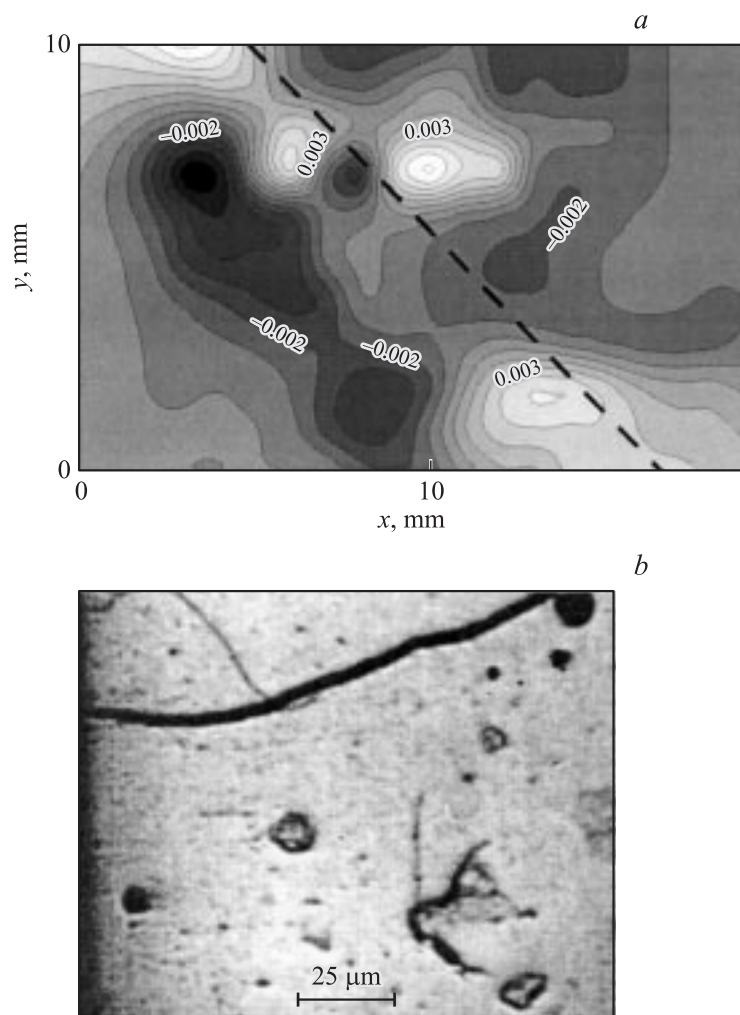
**Рис. 1.** Распределение компонент тензора дисторсии  $\epsilon_{xx}$  (a) и  $\epsilon_{xy}$  (b) в сжимаемом образце при приросте общей деформации от 0 до  $8 \cdot 10^{-4}$ .

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.

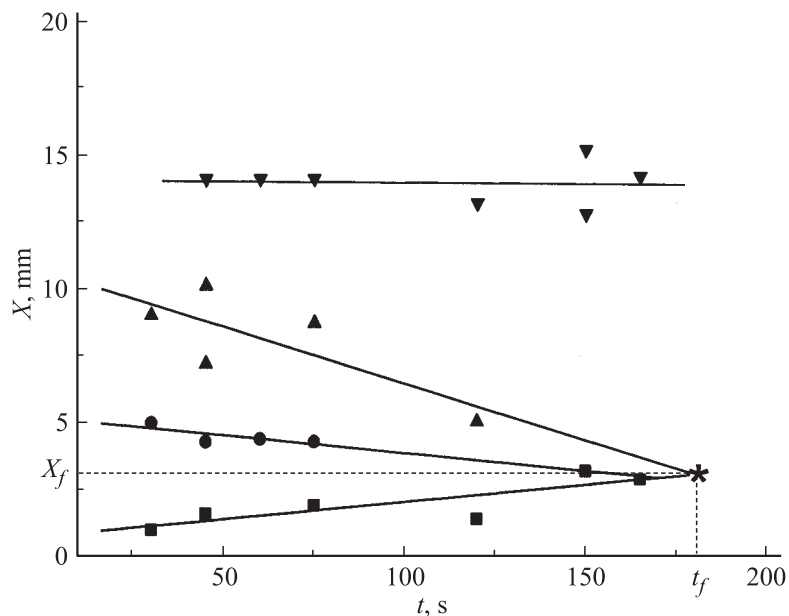
Такие зоны локализованной деформации при дальнейшем нагружении эволюционируют сложным образом. При общей деформации сжатия  $\varepsilon_{tot} \approx 3 \cdot 10^{-3}$  и вплоть до разрушения при  $\varepsilon_f \approx 10^{-2}$  деформации в очагах локализованной деформации  $\varepsilon_{xx}$  перераспределяются таким образом, что высота локальных максимумов  $\varepsilon_{xx}$  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  $45^\circ$  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  $\epsilon_{xx}$  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  $\varepsilon_{xx}$  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,<sup>1</sup> 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;

<sup>1</sup> 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.