

Влияние предварительного нагружения на вязкость разрушения керамики $ZrO_2-(3,4) \text{ mol.}\% Y_2O_3$

© Г.Я. Акимов, В.М. Тимченко

Донецкий физико-технический институт НАН Украины,
83114 Донецк, Украина
E-mail: akimov@host.dipt.donetsk.ua

(Поступило в Редакцию 25 мая 2000 г.)

Изучено влияние предварительного механического нагружения на вязкость разрушения керамики состава $ZrO_2-3-4 \text{ mol.}\% Y_2O_3$. Показано, что вязкость разрушения монотонно увеличивается, приращение составляет $\sim 50\%$ от исходного значения. Предполагается, что при предварительном нагружении осуществляется медленная изотермическая стадия мартенситного фазового превращения части зерен материала. Это приводит к увеличению степени превращения при механическом испытании, что и проявляется в увеличении вязкости разрушения.

Известно [1], что керамика, содержащая ZrO_2 или его твердые растворы, характеризуется высокими значениями вязкости разрушения K_{Ic} . Причиной высоких значений механических свойств является мартенситное фазовое превращение тетрагональной фазы в моноклинную, инициируемое упругим полем возникающей и/или распространяющейся трещины. Соответственно, часть упругой энергии расходуется не на разрушение, а на фазовое превращение. Кроме того, тетрагонально-моноклинное превращение сопровождается увеличением объема; возникающее поле сжимающих напряжений также затрудняет продвижение трещины. Подобное явление повышения механических свойств в результате фазового превращения получило название трансформационного упрочнения.

Выведено несколько уравнений, описывающих вязкость разрушения керамики, в которой реализуется трансформационное упрочнение. Например, в работе [2] приводится следующее:

$$K_{Ic} = K_{Ic}^m + \frac{\eta V_f \Delta V E h^{1/2}}{1 - \nu}, \quad (1)$$

где K_{Ic} — действительное значение вязкости разрушения; K_{Ic}^m — вязкость разрушения матрицы при отсутствии трансформационного превращения (значение K_{Ic}^m в керамике $ZrO_2-Y_2O_3$ составляет $\sim 1.1 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ [3]); η — постоянная; V_f — объемная доля тетрагональной фазы, испытавшей превращение; ΔV — увеличение объема в результате фазового превращения; E — модуль Юнга; h — полуширина зоны превращения; ν — постоянная Пуассона.

Ландж приводит несколько другую зависимость вязкости разрушения от параметров трансформационного упрочнения [4]

$$K_{Ic} = \left[K_0^2 + \frac{2RE_c V_i (|\Delta G^c| - \Delta U_{sef})}{(1 - \nu_c^2)} \right]^{1/2}, \quad (2)$$

где K_0 — вязкость разрушения при отсутствии трансформационного упрочнения, R — размер зоны превра-

щения, E_c — модуль упругости, V_i — объемная доля тетрагональной фазы, испытавшей превращение, ΔG^c — изменение свободной химической энергии для реакции ZrO_2 (тетрагональный) \rightarrow ZrO_2 (моноклинный), ΔU_{se} — изменение упругой энергии, вызванной фазовым превращением, $(1-f)$ — потеря упругой энергии, возникающая в результате продвижения трещины, ν_c — коэффициент Пуассона, множитель $(|\Delta G^c| - \Delta U_{sef})$ имеет смысл работы инициирования полем напряжения фазового превращения в единице объема.

Анализ уравнений (1) и (2) показывает, что для данного материала изменяемыми, т.е. определяющими значение K_{Ic} , величинами являются размер зоны превращения и степень превращения внутри этой зоны (объемная доля материала, испытавшего превращение). Следовательно, в рамках формализма, используемого при выводе обоих уравнений, изменение величин K_{Ic} следует трактовать как изменение зоны превращения и/или степени превращения.

Тетрагонально-моноклинное мартенситное превращение инициируется механическим напряжением, при этом совсем не обязательно, чтобы это было поле напряжения трещины. Следовательно, механическое напряжение, не приводящее к разрушению, может приводить к фазовому превращению, что должно проявляться в изменении K_{Ic} . В настоящей работе изучалось изменение вязкости разрушения от предварительного нагружения.

В качестве исходных материалов использовались керамические образцы размером $3 \times 4 \times 20 \text{ mm}^3$ состава $ZrO_2 - 3 \text{ mol.}\% Y_2O_3$ (серия I) и $ZrO_2 - 4 \text{ mol.}\% Y_2O_3$ (серия II). Плотность образцов, измеренная гидростатическим взвешиванием, составила 5.90 g/cm^3 для серии I и 5.99 g/cm^3 для серии II. Вязкость разрушения определялась при испытании на сосредоточенный (3-точечный) изгиб образца с надрезом, база изгиба составляла 14.5 mm . Испытания проводились на испытательной машине УМЭ-10 ТМ. Тарировка испытательной машины проводилась путем нагружения эталонного динамометра ДОСМ 3-0.2. Надрез осуществлялся алмазной дисковой

пилой с толщиной режущей кромки 0.4 mm. Эксперименты по предварительному механическому нагружению проводились следующим образом: подготовленный для измерения вязкости разрушения образец со скоростью движения подвижной траверзы испытательной машины 0.005 mm/min нагружался до значения K_I , не превышающего K_{Ic} , выдерживался в нагруженном состоянии определенное время, разгружался и испытывался для определения K_{Ic} при стандартных условиях (при скорости движения подвижной траверзы испытательной машины 0.5 mm/min). Эксперименты по влиянию предварительного нагружения на K_{Ic} проводились двумя способами: выдержка в течение постоянного времени при различных значениях K_I (серия I) и выдержка при постоянном K_I различное время (серия II). В экспериментах серии (I) время выдержки под нагрузкой составляло 6 h, величина K_I менялась от нуля (измерение K_{Ic} без предварительной выдержки под нагрузкой) до $8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ (это значение соответствует величине K_{Ic} не подвергнувшегося предварительному нагружению образца). В экспериментах серии II величина K_I находилась в пределах от 5.5 до $6.2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, время предварительного нагружения менялось от 6 до 1461 h, при этом в каждом последующем эксперименте время предварительного нагружения увеличивалось в сравнении с предыдущим в 4 раза.

На рис. 1 и 2 представлены изменения вязкости разрушения от параметров предварительного механического нагружения для серий I и II соответственно. Как видно, предварительное механическое нагружение в обоих случаях приводит к повышению K_{Ic} . Увеличение K_{Ic} составляет $\sim 50\%$ от первоначального значения, при дальнейшем увеличении K_I или времени предварительного нагружения максимальное значение K_{Ic} практически не меняется.

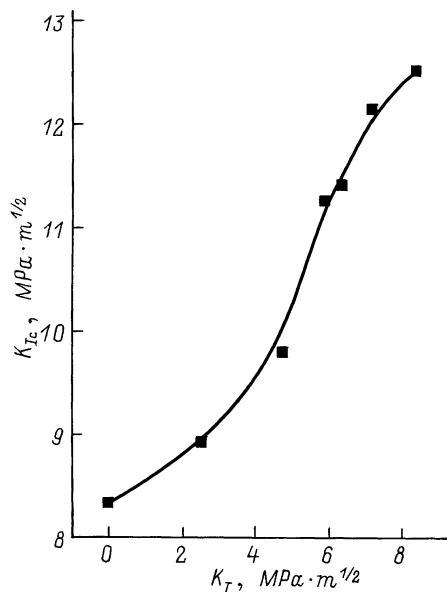


Рис. 1. Зависимость K_{Ic} от величины K_I , при которой осуществлялась предварительная механическая выдержка (серия I).

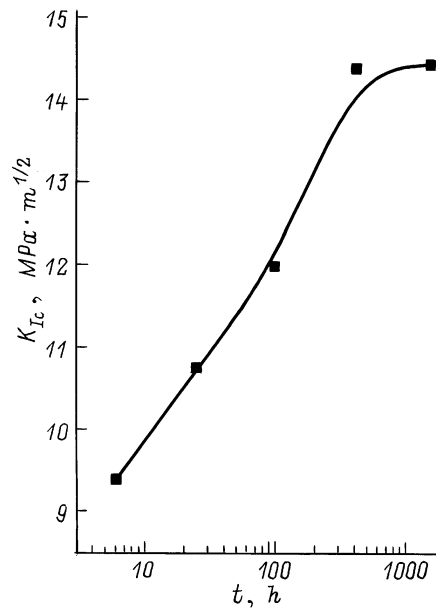


Рис. 2. Зависимость K_{Ic} от времени предварительной механической выдержки (серия II).

Как указано в [5], первоначально мартенситными называли превращения, имеющие атермическую кинетику. Впоследствии термин "мартенситное" стали применять к превращениям, при которых кристаллическая структура одной модификации переходит в структуру другой сдвигом. При этом в [5] допускается, а в [6] экспериментально на кристаллах ZrO_2 показано, что мартенситное превращение при определенных условиях может иметь изотермическую кинетику. Следовательно, имеются основания предположить, что в керамике состава ZrO_2 -3-4 mol.% Y_2O_3 тетрагонально-моноклинное фазовое превращение может происходить как с атермической, так и с изотермической кинетикой. При этом трансформационное упрочнение при обычных испытаниях является результатом фазового превращения только тех зерен, в которых превращение происходит с атермической кинетикой. Предварительное механическое нагружение может способствовать осуществлению медленной стадии превращения в тех зернах, где превращение происходит с изотермической кинетикой. Такой медленной стадией может быть образование зародышей моноклинной фазы или, например, преодоление дефектов кристаллической структуры. В результате при последующем механическом испытании степень превращения будет повышена, что и проявляется в увеличении значения K_{Ic} .

Список литературы

- [1] Rühle M., Evans A.G. // Progress in Materials Science. 1989. Vol. 33. P. 85-167.
- [2] Theunissen G.S.A.M., Bouma J.S., Winnubst A.J.A., Burggraaf A.J. // J. Mater. Sci. 1992. Vol. 27. P. 4429-4438.

- [3] *Gupta T.K., Lange F.F., Bechtold J.H.* // *J. Mater. Sci.* 1978. Vol. 13. P. 1464–1470.
- [4] *Lange F.F.* // *J. Mater. Sci.* 1982. Vol. 17. P. 235–239.
- [5] *Кристиан Дж.* Теория превращения в металлах и сплавах. Ч. 1. Термодинамика и общая кинетическая теория. М.: Мир, 1978. 806 с.
- [6] *Сухаревский Б.Я., Гавриш А.М., Алапин Б.Г.* Теоретические и технологические исследования в области огнеупоров. Сб. трудов УНИИО. Вып. 9. М.: Metallurgia, 1968. С. 5–28.