

Д. Т. Н. Д. А. Иванов (✉)

ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», Москва, Россия, Россия

УДК 666.762.091

ИЗУЧЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПО ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ИХ СТРУКТУРЫ К КОНЦЕНТРАТОРУ НАПРЯЖЕНИЙ

Предложен метод определения термостойкости керамических материалов по чувствительности их структуры к концентратору напряжений, контролирующему разрушение при термическом нагружении. Для этого призматический образец со специально созданным надрезом (концентратором напряжений), термоциклировали в режиме нагрев при 850 °С – охлаждение струей воды (20 °С). Хладагент подавали в вершину надреза горячего образца (методика локального термоудара (ЛТ)). По методике ЛТ изучали термостойкость 3 типов керамик: α -Al₂O₃ (тип 1), α -Al₂O₃ – н. к. β -SiC (20 об. %) (тип 2) и t -ZrO₂, частично стабилизированный Y₂O₃ (3,5 мол. %) (тип 3). Максимальной термостойкостью обладает керамика 2-го типа, наименьшей термостойкостью — керамика 3-го типа, керамика 1-го типа занимает промежуточное положение в ряду изучаемых материалов, что связано с особенностью формирования и распределения термических дефектов в структуре этих керамик в результате ЛТ. Достоинством методики ЛТ является однозначная воспроизводимость результатов определения термостойкости (R_T) в пределах испытываемой выборки образцов (погрешность измерения составляла 3–5 %).

Ключевые слова: термоциклирование, критерии термостойкости, трещиностойкость, алюмооксидная керамика, $t \rightarrow t$ фазовый переход, нитевидные кристаллы SiC.

ВВЕДЕНИЕ

Ресурс керамических материалов, используемых в условиях высокоскоростного нагрева и охлаждения, а также при резких колебаниях температуры в процессе эксплуатации главным образом определяется их стойкостью к термическому удару. Наблюдаемое при этом неравномерное температурное поле в объеме керамического изделия служит причиной его разрушения, если уровень возникающих термических напряжений превышает предел прочности изделия [1–4]. Эта проблема является очень важной, например, для огнеупорных материалов, используемых в конструкции высокотемпературных установок и агрегатов [5].

При разработке керамики для высокотемпературного применения, характеризующейся определенным составом и структурой, весьма важной является оценка ее термостойкости с использованием экспериментальных методик для прогнозирования поведения получаемого ма-

териала в рабочих условиях. Перспективными среди них считаются методики, позволяющие описывать способность структуры керамики сопротивляться развитию трещины, возникающей вследствие термоудара [6, 7].

В работе [8] описан методический подход, позволяющий определить сопротивление структуры керамического материала инициированию трещин на его критических дефектах при воздействии термических напряжений в рамках концепций линейной механики разрушения. Термоудару подвергали призматический образец, содержащий надрез — специально созданный концентратор напряжений, моделирующий структурный дефект, контролирующий разрушение при термическом нагружении.

Характеристикой термостойкости R_T служила величина относительной потери трещиностойкости образца после термоудара, %:

$$R_T = (1 - K_{Ic}^T / K_{Ic}) \cdot 100, \quad (1)$$

где K_{Ic} и K_{Ic}^T — критические коэффициенты интенсивности напряжений образцов до и после термоудара соответственно.

Достоинством данной методики является чрезвычайно малое рассеяние получаемых характеристик термостойкости в пределах изучаемой выборки образцов благодаря однознач-



Д. А. Иванов
E-mail: dali_888@mail.ru

но воспроизводимым геометрической форме надреза, его длине и ориентации, а также при условии отсутствия наведенных микродефектов у вершины надреза. Кроме того, такой методический подход делает возможным нивелировать роль так называемого масштабного фактора. Это связано с тем, что разрушение при термоударе крупногабаритного изделия, содержащего случайный критический дефект, контролирующей разрушение, и малого опытного образца со специально созданным надрезом будет происходить при сопоставимых значениях K_{Ic} на критическом дефекте и у вершины надреза.

В рамках данной концепции известен также критериальный подход к оценке термостойкости керамики [9]:

$$R_c = \sigma_n / \sigma, \quad (2)$$

где σ_n — предел прочности при изгибе образца с надрезом; σ — предел прочности при изгибе образца, не содержащего надреза.

Критерий R_c служит показателем чувствительности структуры материала к надрезу, который рассматривается как концентратор напряжений, на котором предполагается иницирование и развитие термической трещины. Чем больше величина отношения (2), тем менее чувствительна структура материала к надрезу — концентратору напряжений, тем выше его термостойкость. Критерий R_c не может превышать 1 при измерениях в термоупругой области, а его значение, равное 1, определяет полную нечувствительность структуры керамики к созданному концентратору напряжений.

Установлено, например, что для керамики на основе нитрида кремния величина R_c составляла от 0,2 до 0,58 в интервале 20–1400 °С [10], что указывает на возможность релаксации термических напряжений при повышении температуры благодаря проявлению микропластичности межзеренных границ.

Следует отметить, что в общем случае изучение температурной зависимости критерия R_c может установить температурные области, в которых керамика наиболее уязвима к воздействию термических напряжений или способна к их релаксации.

В настоящей статье приведены результаты исследования термостойкости различных керамических материалов по чувствительности их структуры к концентратору напряжений.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

В развитие методики [8] характеристику термостойкости R_T определяли путем испытания призматических образцов, содержащих сложнопрофильный надрез (рис. 1), с использованием специального устройства (рис. 2), выполненного из жаростойкого сплава [11].

С этой целью призматический образец с надрезом 5 фиксировали в конических отверстиях 3. Для этого оттягивали за курок 9 стержень 6, соединенный с подвижным подпружиненным цилиндром 1. При этом пружина 7, удерживаемая заглушкой 8, сжимается. Через сквозную прорезь 17 подавали испытуемый образец в промежуток между коническими отверстиями 3 подвижного 1 и жестко закрепленного 2 цилиндров, затем отпускали курок 9 стержня 6. Тогда пружина 7 частично разжимается, передавая заданное усилие через цилиндр 1 к торцу испытуемого образца. Так образец надежно и быстро устанавливается в опоре.

Далее, путем продольного перемещения за рукоятку 10 алюминиевого радиатора 11 по направляющему желобу 12 производили ввод трубы 4 с размещенным в ней образцом в опоре в печное пространство через штуцер 13 в отверстие 14 в стенке печи 15, предварительно разогретой до заданной температуры испытания 850 °С.

После 15-мин изотермической выдержки (для выравнивания температуры образца и печного пространства) трубу выводили из печного пространства так, чтобы вершина надреза образца находилась под срезом сопла 16, через который подавали струю воды температурой 20 °С под давлением 5 атм (0,5 МПа). Охлажденный

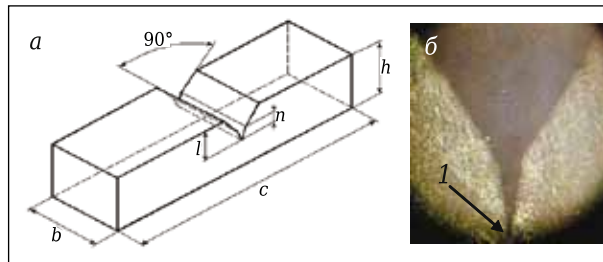


Рис. 1. Вид образца с надрезом для испытаний на термостойкость ($l = 0,5 \times h$, $n = 0,5$ мм, $b = 8$ мм, $h = 5$ мм, $c = 40$ мм) (а) и радиус кривизны вершины надреза (1) в спеченном образце 8 мкм (б)

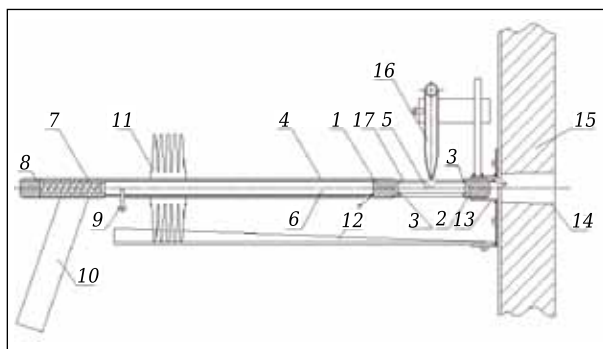


Рис. 2. Схема устройства для термоциклирования призматических образцов: 1 — подвижный цилиндр; 2 — жестко закрепленный цилиндр; 3 — конические отверстия; 4 — труба; 5 — призматический образец с надрезом; 6 — стержень; 7 — пружина; 8 — заглушка; 9 — курок; 10 — рукоятка; 11 — радиатор; 12 — направляющий желоб; 13 — штуцер; 14 — отверстие в стенке (15) печи; 16 — сопло; 17 — сквозная прорезь

образец вынимали из опоры оттяжкой за курок 9 стержня 6, ослабляя его прижим пружиной (7).

Таким образом производили термоциклирование в режиме: нагрев на воздухе при 850 °С – охлаждение струей холодной воды (20 °С).

Следует отметить, что предложенная геометрическая форма сложнопрофильного надреза создавала условия для свободного натекания струи хладагента к вершине этого надреза, обеспечивая теплоотвод из данной локальной области для возникновения термонапряженного состояния. Можно сказать, что в этом случае у вершины надреза реализуется локальный термоудар. Поэтому описанную методику испытания керамических образцов на термостойкость предложено называть методикой локального термоудара (ЛТ).

Указанный надрез в спеченном образце может быть получен путем предварительной запрессовки закладного элемента — клина соответствующего профиля в сырой образец [12] либо в результате механической обработки спеченного образца с использованием алмазного инструмента [13]. Радиус кривизны вершины надреза составлял ~ 8 мкм.

Также важным аспектом в методике ЛТ является инициирование термических дефектов исключительно в области при вершине надреза, как главного концентратора напряжений в структуре керамики. Это дает возможность добиться однозначной воспроизводимости результатов определения термостойкости для испытуемой выборки образцов (в пределах погрешности измерения K_{Ic} и K_{Ic}^T составляющей 3–5 %).

Для расчета характеристики термостойкости R_T использовали параметры K_{Ic} и K_{Ic}^T призматических образцов со сложнопрофильным надрезом, являющиеся средним арифметическим значением результатов испытаний выборки из шести образцов.

Критерий термостойкости R_c рассчитывали после испытаний на 3-точечный изгиб призматических образцов прямоугольного сечения 7×8×50 мм с боковым надрезом длиной 0,5 от высоты и без надреза. Радиус кривизны вершины надреза составлял 50 мкм. Такой надрез создавали путем прорезания спеченных образцов алмазным кругом толщиной 0,1 мм. Испытание проводили на установке TIRATEST-2300 (Германия) при скорости перемещения траверсы нагружающего устройства 0,15 мм/мин (условие статического нагружения).

В рамках данной работы предложено также рассчитывать новый критерий термостойкости:

$$R_y = a_n/a, \quad (3)$$

где a_n — предел прочности при ударном изгибе образца с надрезом; a — предел прочности при ударном изгибе образца без надреза.

В отличие от критерия R_c , предложенный критерий R_y служит показателем чувствительности структуры материала к надрезу при приложении

ударной нагрузки (чем выше R_y , тем менее чувствительна структура материала к надрезу, тем выше его термостойкость). Можно предположить, что в этом случае увеличение скорости приложения нагрузки, по сравнению со статическим нагружением при определении R_c , делает ее сопоставимой со скоростью воздействия термических напряжений в реальных условиях термоудара.

Показатели предела прочности при ударном изгибе получали в результате испытания призматических образцов 10×10×55 мм на маятниковом копре Zwick HIT50P (Германия), расстояние между опорами 40 мм, скорость ножа маятника в момент удара составляла ~ 7 м/с. Боковой надрез в этих образцах вводили на глубину 2 мм прорезанием алмазным кругом толщиной 0,1 мм (радиус кривизны вершины надреза составлял 50 мкм).

По предложенной методике ЛТ испытывали три типа керамических материалов: алюмооксидную керамику, полученную горячим прессованием (ГП: 1750 °С, 10 МПа, 30 мин) мелкодисперсного порошка $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + 0,5 \text{ мас. \% MgO}$ (порошок А) с размерами частиц 1–5 мкм (тип 1); композиционную керамику, структура которой представлена алюмооксидной матрицей $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (из порошка А), армированной нитевидными кристаллами (н. к.) $\beta\text{-SiC}$ (длиной 12–200 мкм, диаметром 0,3–3,0 мкм) при содержании 20 об. %, полученную ГП (1750 °С, 30 МПа, 30 мин) (тип 2); керамику из диоксида циркония тетрагональной модификации ($t\text{-ZrO}_2$, частично стабилизированный 3,5 мол. % Y_2O_3), спеченную на воздухе (1500 °С, 60 мин) (тип 3). Структура данных материалов показана на рис. 3.

Изображение структуры керамических материалов 1-го и 3-го типов получены на растровом электронном микроскопе Hitachi TM-3000 (Япония) со шлифов после термического травления, а 2-го типа — на просвечивающем электронном микроскопе EM-301 (Нидерланды).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно рассчитанным критериям R_c и R_y (табл. 1) максимальной термостойкостью должен обладать керамический материал 2-го типа, что совпадает с результатами определения его термической стойкости по методике ЛТ (табл. 2, рис. 4).

Высокие показатели указанных критериев для этой керамики объясняются действующими напряжениями у вершины надреза, передающимися от алюмооксидной матрицы к н. к. $\beta\text{-SiC}$. Такое напряженное состояние возникает вследствие превышения термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ($8,5 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) над ТКЛР $\beta\text{-SiC}$ ($5,3 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$) [14]. Известно, что это является причиной повышенных механических свойств рассматриваемого керамического композиционного материала $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-}\beta\text{-SiC}$ [15–17].

Для объяснения высокой термостойкости данного материала изучали картину инициирования дефектов у вершины надреза в результате воздействия

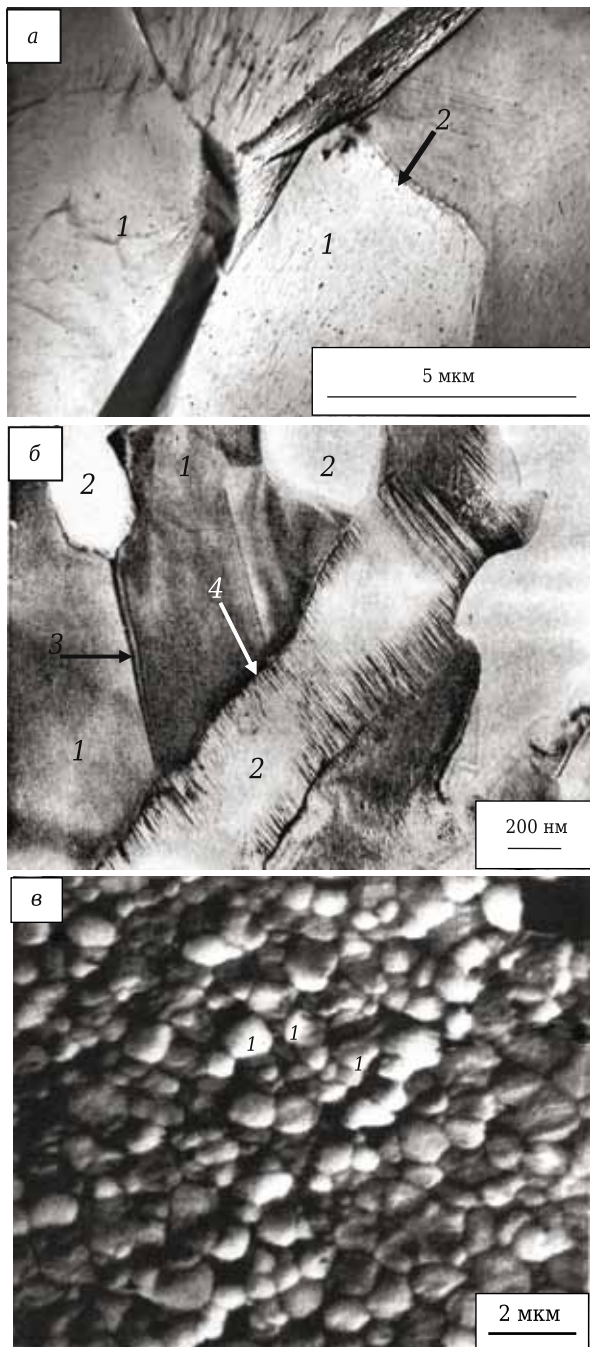


Рис. 3. Структура керамических материалов: а — $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (тип 1), 1 — зерна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 2 — межзеренные границы; б — $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ — н. к. $\beta\text{-SiC}$ 20 об. % (тип 2), 1 — зерна $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 2 — н. к. $\beta\text{-SiC}$, 3 — граница между зернами $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, 4 — граница раздела между зерном $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и н. к. $\beta\text{-SiC}$; в — $t\text{-ZrO}_2$ частично стабилизированный Y_2O_3 3,5 мол. % (тип 3), 1 — субмикронные зерна $t\text{-ZrO}_2$

термических напряжений (рис. 5, б) на основании анализа фрактограмм поверхности разрушения после однократного термоцикла по методике ЛТ.

Установлено, что доминирующими (92 %) являются трещиноподобные дефекты, образующиеся по границе раздела зерно $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ — н. к. $\beta\text{-SiC}$ (4). Кроме того, наблюдаются дефекты (5) внутри зерен $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (8 %). Дефекты на границе между зернами $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ в исследуемом поле не были обнаружены.

Это подтверждает, что главной особенностью разрушения данного материала при термоударе является значительный вклад термоусталостного эффекта, обусловленного отличием ТКЛР зерен $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ и н. к. $\beta\text{-SiC}$. Однако, после охлаждения образца (от температуры испытания) н. к. $\beta\text{-SiC}$ вновь оказываются под воздействием радиальных сжимающих напряжений, передающихся от алюмооксидной матрицы. Этим обеспечивается повышенная трещиностойкость изучаемой керамики с существующими в ее объеме дефектами, возникающими вследствие термоудара. В результате показатель термостойкости R_T для этого материала после пяти последовательных термоциклов изменяется незначительно (от 5,4 до 22 %) (см. рис. 4, кривая 2). В этом случае высокой термостойкости материала также способствует его значительная теплопроводность за счет присутствия теплопроводной фазы $\beta\text{-SiC}$ (45 Вт/м·К [18]) в количестве 20 об. %, что приводит к быстрому устранению возникающего температурного градиента при термоударе.

Для керамики 3-го типа не наблюдается однозначного соответствия между критериями R_c , R_y и показателем ее термостойкости R_T по методике ЛТ (см. табл. 1, 2).

В соответствии с критерием R_c для этого материала прогнозируется термостойкость, близкая

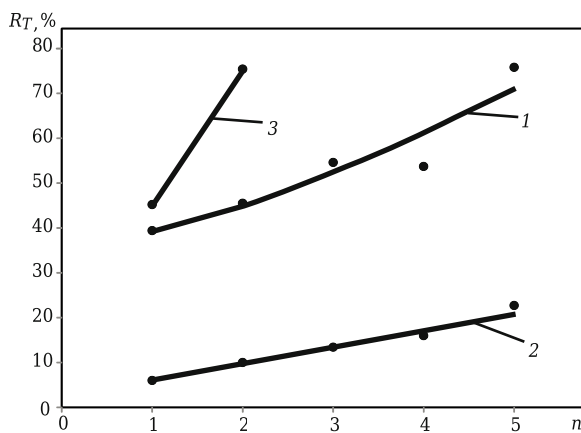


Рис. 4. Зависимость относительной потери трещиностойкости R_T от количества термоциклов n в режиме ЛТ для керамики: 1 — 1-го типа ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$); 2 — 2-го типа ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ — $\beta\text{-SiC}$ 20 об. %); 3 — 3-го типа ($t\text{-ZrO}_2$)

Таблица 1. Физико-механические свойства и критерии термостойкости керамики

Тип керамики	ρ , г/см ³	σ , МПа	$\sigma_{\text{н}}$, МПа	R_c , отн. ед.	a , 10 ³ Дж/м ²	$a_{\text{н}}$, 10 ³ Дж/м ²	R_y , отн. ед.
Al_2O_3 (тип 1)	3,98	332	109	0,328	1,26	0,50	0,396
Al_2O_3 — $\beta\text{-SiC}$ (тип 2)	3,80	610	352	0,577	1,81	1,03	0,569
$t\text{-ZrO}_2$ (тип 3)	6,00	715	270	0,377	4,81	0,88	0,182

Таблица 2. Характеристика термостойкости R_T керамики после однократного локального термоудара в режиме: нагрев на воздухе при 850 °C – охлаждение струей воды (20 °C)

Тип керамики	K_{Ic} , МПа·м ^{1/2}	K_{Ic}^T , МПа·м ^{1/2}	R_T , %
Al ₂ O ₃ (тип 1)	3,3	2,0	39,4
Al ₂ O ₃ –βSiC (тип 2)	7,5	7,1	5,4
t-ZrO ₂ (тип 3)	8,2	4,5	45,2

к термической стойкости керамики 2-го типа. По критерию R_y ему предсказывается наименьшая термостойкость в ряду исследуемых материалов, что совпадает с результатами испытаний по методике ЛТ (см. табл. 2, рис. 4, кривая 3).

Высокое значение критерия R_c для керамики 3-го типа можно объяснить значительной долей частиц ZrO₂, претерпевающих тетрагонально-моноклинный ($t \rightarrow m$) фазовый переход в условиях статического нагружения надрезанного образца. В этом случае возникающее поле напряжений препятствует инициированию трещины из вершины надреза [17, 19].

Минимальное значение критерия R_y для этой керамики связано со спецификой ударного нагружения испытуемого надрезанного образца. В данном случае скорость развития трещины из вершины надреза превышает скорость $t \rightarrow m$ перехода для частиц ZrO₂, поэтому эффект трансформационного упрочнения не успевает реализоваться. Это определяет малое значение параметра a_n ($0,88 \cdot 10^3$ Дж/м²), которое близко к значению a_n ($0,5 \cdot 10^3$ Дж/м²) для алюмооксидной керамики (тип 1), не проявляющей эффекта упрочнения. При этом важно отметить, что при ударном нагружении образца без надреза достигается повышенное значение параметра a ($4,81 \cdot 10^3$ Дж/м²), превышающее показатель a_n в 5,4 раза. Это указывает на проявление эффекта трансформационного упрочнения при ударном нагружении ненадрезанного образца. Данный факт можно объяснить значительной диссипацией энергии удара, приложенного ко всему объему образца, не содержащего специально созданного концентратора напряжений. Вследствие этого скорость развития возникающей трещины не превышает скорости $t \rightarrow m$ перехода.

Корректное прогнозирование термостойкости R_T керамики 3-го типа по критерию R_y можно объяснить на основании анализа картины инициирования дефектов у вершины надреза после первого термоцикла по методике ЛТ (см. рис. 5, в).

Установлено, что в этом случае главным механизмом разрушения керамики является формирование у вершины надреза так называемой зоны возмущения (4), в пределах которой происходит $t \rightarrow m$ фазовый переход, сопровождающийся положительным объемным дилатационным эффектом со сдвиговой деформацией у группы частиц ZrO₂ [14, 19]. Это приводит к разрыхлению структуры у вершины надреза со значительным

снижением трещиностойкости K_{Ic}^T материала. Вследствие этого при определении характеристики термостойкости R_T вклад от эффекта трансформационного упрочнения при испытании надрезанного образца не наблюдалось, так же как и при расчете критерия R_y . Это делает адекватным прогнозирование термостойкости R_T критерием R_y .

Следует отметить, что после последующего термоцикла происходило дополнительное накопление моноклинной фазы у вершины надреза, приводящее к полной потере несущей способности сечения образца после второго термоцикла (см. рис. 4, кривая 3). Такой механизм разрушения при термоциклировании керамики, содержащей тетрагональную фазу ZrO₂, подтверждается данными работы [20].

При этом следует учесть, что вследствие низкой теплопроводности ZrO₂ (1,7–2,2 Вт/(м·К) [18]) наблюдается продолжительное сохранение термонапряженного состояния у вершины надреза в

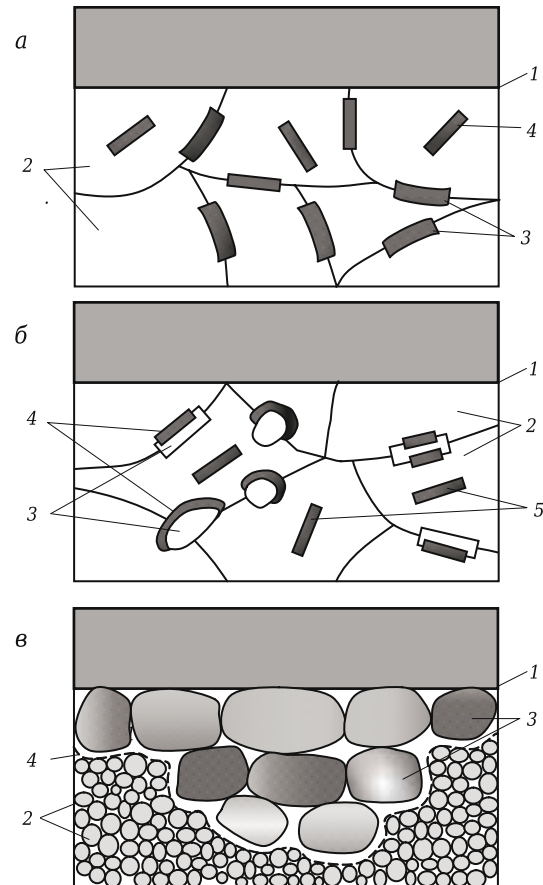


Рис. 5. Схематическое изображение дефектов, образующихся при вершине надреза (1) образца после однократного ЛТ для керамики: а — 1-го типа (α -Al₂O₃), 2 — зерна α -Al₂O₃, 3 — дефекты на межзеренных границах, 4 — дефекты внутри зерен; б — 2-го типа (α -Al₂O₃ – н. к. β -SiC 20 об. %), 2 — зерна α -Al₂O₃, 3 — н. к. β -SiC, 4 — дефекты по границе н. к. β -SiC – зерно α -Al₂O₃, 5 — дефекты внутри зерен α -Al₂O₃; в — 3-го типа (t -ZrO₂), 2 — зерна t -ZrO₂, 3 — зерна ZrO₂, претерпевшие $t \rightarrow m$ фазовый переход, 4 — зона возмущения

процессе ЛТ. Этим также объясняется значительная потеря трещиностойкости исследуемой керамики после первого термоцикла.

Термостойкость керамики 1-го типа согласно критериям R_c , R_y и R_T занимает промежуточное положение в ряду исследуемых керамик (см. табл. 1, 2, рис. 4, кривая 1), что не является противоречивым. Значение ее термостойкости по показателю R_T однозначно связано с картиной распределения возникающих дефектов у вершины надреза после ЛТ.

Установлено, что для этой керамики характерно возникновение дефектов преимущественно по межзеренным границам (3) — 80 %, а также их появление внутри зерен (4) — 20 % (см. рис. 5, а). Можно предположить, что это связано с меньшей локальной прочностью межзеренных границ по сравнению с прочностью зерна. На межзеренных границах инициируется разрушение при воздействии термических напряжений.

Также зафиксировано, что для керамических материалов типа 1 и 2 потеря трещиностойкости (увеличение параметра R_T) после последовательных термоциклов (см. рис. 4, кривые 1 и 2) связана с объединением дискретных трещиноподобных дефектов в протяженную сетку микротрещин, что приводит к ослаблению несущей способности сечения испытываемых образцов и постепенному снижению K_{Ic}^T .

Заметим также, что критерий термостойкости R_c , определяемый при статическом нагружении образцов, корректно прогнозирует термостойкость по показателю R_T керамических материалов (1-го и 2-го типа, см. табл. 1 и 2), в структуре которых не наблюдается фазового перехода в результате воздействия термических напряжений. В то же время, критерий термостойкости R_y , определяемый при ударном нагружении образцов, корректно прогнозирует термостойкость R_T всех типов исследуемых материалов, в том числе термостойкость керамики из $t\text{-ZrO}_2$, для которой характерен $t \rightarrow m$ фазовый переход после термоцикла. Это указывает на отсутствие полной тождественности между критериями R_c и R_y для прогнозирования термостойкости керамики.

Использование критерия R_y может быть полезным для корректного прогнозирования термостойкости различных керамических материалов, если скорость приложения ударной нагрузки к образцам при определении этого критерия сопоставима со скоростью воздействия термических напряжений в условиях эксплуатации керамики.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Предложен метод определения термостойкости керамических материалов по чувствительности их структуры к концентратору напряжений — специально созданному надрезу, моделирующе-

му структурный дефект, контролирующий разрушение при термическом нагружении.

Для испытания на термостойкость призматический образец с надрезом фиксировали в специальном устройстве, которое вводили в печное пространство при 850 °С. После определенной изотермической выдержки для нагрева образца до заданной температуры его выводили из печи под срез сопла, через которое в вершину надреза подавали струю холодной воды (20 °С) под давлением 5 атм (0,5 МПа).

Показателем термостойкости является характеристика R_T , определяющая величину относительной потери трещиностойкости керамики после термоудара. Описанный способ определения термостойкости назван методикой локального термоудара.

В результате ЛТ происходит инициирование термических дефектов исключительно в области при вершине надреза, как главного концентратора напряжений в структуре керамики, что обеспечивало однозначную воспроизводимость показателей R_T в пределах испытываемой выборки образцов (погрешность измерения составляла 3–5 %).

Для описания термостойкости керамики также использовали расчетные критерии R_c и R_y . Они являются показателями чувствительности структуры материала к надрезу при статическом приложении нагрузки R_c , а также при ударе R_y , и могут использоваться для прогнозирования его термостойкости.

По методике ЛТ испытывали три типа керамических материалов: алюмооксидную керамику $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (тип 1), композиционную керамику $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ – н. к. $\beta\text{-SiC}$ (20 об. %) (тип 2) и керамику из $t\text{-ZrO}_2$, частично стабилизированного Y_2O_3 (3,5 мол. %) (тип 3).

Установлено, что максимальной термостойкостью обладает керамика 2-го типа. Это объясняется действующими напряжениями у вершины надреза, передающимися от алюмооксидной матрицы к н. к. $\beta\text{-SiC}$ из-за превышения ТКЛР $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ над ТКЛР $\beta\text{-SiC}$.

Показано, что для керамики 3-го типа характерна наименьшая термостойкость в ряду исследуемых материалов. Это обусловлено ее существенным разупрочнением после первого термоцикла вследствие формирования у вершины надреза «зоны возмущения», в объеме которой происходит $t \rightarrow m$ фазовый переход, сопровождающийся положительным объемным дилатационным эффектом со сдвиговой деформацией у группы частиц ZrO_2 . В результате наблюдалось разрыхление структуры керамики у вершины надреза со значительным снижением трещиностойкости K_{Ic}^T .

Термостойкость керамики 1-го типа занимает промежуточное положение между керамиками 2-го и 3-го типа. Она определяется возникновением дефектов преимущественно по

межзеренным границам, на которых инициируется разрушение при воздействии термических напряжений.

Показано, что критерии R_c и R_y не являются тождественными для прогнозирования термостойкости керамики. Использование критерия R_y может быть целесообразным для корректного прогнозирования термической стойкости различных керамических материалов при условии, что скорость приложения ударной нагруз-

ки к испытываемому образцу сопоставима со скоростью воздействия термических напряжений вследствие термоудара, возникающего в процессе эксплуатации этих материалов.

Исследования выполнены в рамках базовой части государственного задания вузам № 11.7568.2017/Б4 с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.

Библиографический список

1. **Гаршин, А. П.** Керамика для машиностроения / А. П. Гаршин, В. М. Гропянов, Г. П. Зайцев, С. С. Семенов. — М. : ООО Изд-во «Научтехлитиздат», 2003. — 384 с.
2. **Матренин, С. В.** Техническая керамика / С. В. Матренин, А. И. Слосман. — Томск : изд-во ТПУ, 2004. — 75 с.
3. **Максимов, В. Г.** Керамические композиционные материалы на основе оксидных матриц / В. Г. Максимов, Н. М. Варрик // Огнеупоры и техническая керамика. — 2018. — № 7/8. — С. 28–34.
4. **Hugot, F.** Thermal shock of alumina by compressed air cooling / F. Hugot, J. C. Glandus // J. Eur. Ceram. Soc. — 2007. — № 27. — P. 1919–1925.
5. **Земляной, К. Г.** Служба огнеупоров / К. Г. Земляной. — Екатеринбург : изд-во Уральского университета, 2018. — 172 с.
6. **Osterstock, F.** A method to compare the thermal shock resistance and the severity of quenching conditions of brittle solids / F. Osterstock, B. Legendre // J. Phys. — 1997. — № 3. — P. 561–574.
7. **Awaji, H.** Thermal shock testing of ceramics by infrared heating / H. Awaji, S. Honda, T. Nishikawa // Int. Ceram. — 1996. — № 5. — P. 55–67.
8. Пат. № 2131403 Российская Федерация, С 04 В 35/00. Способ определения термостойкости конструкционных керамических материалов / Иванов Д. А., Фомина Г. А. ; заявл. 07.05.97 ; опубл. 10.06.99, Бюл. № 16.
9. **Красулин, Ю. Л.** Структура и разрушение материалов из порошков тугоплавких соединений / Ю. Л. Красулин, С. М. Баринов, В. С. Иванов. — М. : Наука, 1985. — 148 с.
10. **Verevka, V. G.** Mechanical properties of structural ceramic materials based on silicon nitride / V. G. Verevka, I. L. Shkarupa, V. P. Paranosenkov // Refract. Ind. Ceram. — 1996. — Vol. 37, № 11. — P. 387–390.
11. **Вережка, В. Г.** Механические свойства конструкционных керамических материалов на основе нитрида кремния / В. Г. Вережка, И. Л. Шкарупа, В. П. Параносенков // Огнеупоры и техническая керамика. — 1996. — № 11. — С. 14–17.
12. Пат. № 2209796 Российская Федерация, С 04 В 35/00, G 01 N 33/38. Устройство для испытания

- на термостойкость конструкционной керамики / Ситников А. И., Иванов Д. А. ; заявл. 26.12.2001 ; опубл. 10.08.2003, Бюл. № 22.
12. **Иванов, Д. А.** Физико-химические закономерности процессов получения композиционных материалов на основе высокодисперсного алюминиевого порошка ПАП-2 / Д. А. Иванов : дис. ... докт. техн. наук. — М., 2019. — 301 с.
13. **Гогоци, Г. А.** Изучение трещиностойкости керамики с V-образным надрезом / Г. А. Гогоци // Проблемы прочности. — 2000. — № 1. — С. 120–127.
14. **Иванов, Д. А.** Композиционные материалы / Д. А. Иванов, А. И. Ситников, С. Д. Шляпин. — М. : Юрайт, 2019. — 253 с.
15. **Krylov, A. V.** Influence of SiC whisker size on mechanical properties of reinforced alumina / A. V. Krylov, S. M. Barinov, D. A. Ivanov // J. Mater. Sci. Lett. — 1993. — № 12. — P. 904–906.
16. **Val'vano, G. E.** Mechanical properties and recrystallization of alumina ceramics reinforced by silicon carbide whisker / G. E. Val'vano, D. A. Ivanov, A. V. Krylov // Refractories. — 1995. — Vol. 36, № 5/6. — P. 135–138.
17. **Вальяно, Г. Е.** Изучение механических свойств и рекристаллизации алюмооксидной керамики, армированной нитевидными кристаллами карбида кремния / Г. Е. Вальяно, Д. А. Иванов, А. В. Крылов // Огнеупоры. — 1995. — № 5. — С. 8–12.
18. **Гогоци, Ю. Г.** Конструкционная керамика: получение, свойства, применение / Ю. Г. Гогоци. — Общество «Знание» УССР, 1990. — 19 с.
19. Химическая технология керамики ; под ред. И. Я. Гузмана. — М. : ООО РИФ «Стройматериалы», 2003. — 496 с.
20. **Шевченко, В. Я.** Техническая керамика / В. Я. Шевченко, С. М. Баринов. — М. : Наука, 1993. — 187 с.
21. **Бакунов, В. С.** Оксидная керамика: спекание и ползучесть / В. С. Бакунов, А. В. Беляков, Е. С. Лукин, У. Ш. Шаяхметов. — М. : изд-во РХТУ им. Д. И. Менделеева, 2007. — 584 с. ■

Получено 24.07.20
© Д. А. Иванов, 2020 г.