

УДК 666.3:546.62-31'171].017:536.495

## ПРИМЕНЕНИЕ СТАТИСТИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ ВЕЙБУЛЛА ДЛЯ ОЦЕНКИ ТЕРМОСТОЙКОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

В рамках используемой концепции предполагается, что разрушение керамики вследствие термоудара инициируется на дефектах ее структуры — концентраторах напряжений. В этом случае термостойкость керамики можно определять, используя теорию Вейбулла. С этой целью термоудару подвергали статистически достоверную выборку образцов алюмооксидной керамики. После этого проводили ее механическое испытание, рассчитывая вейбулловы параметры материала (пороговое напряжение, ниже которого вероятность разрушения равна нулю; среднее значение прочности; предельное напряжение, выше которого вероятность разрушения равна 100 %; модуль Вейбулла). Показателем термостойкости служила степень изменения этих параметров по сравнению с их значениями у образцов до термоудара. Этот показатель можно рассматривать как характеристику, определяющую сопротивление структуры керамики инициированию термических трещин на существующих концентраторах напряжений. Результаты определения термостойкости алюмооксидных образцов с применением статистической теории Вейбулла были подтверждены результатами определения их термостойкости методом локального термоудара (ЛТ).

**Ключевые слова:** алюмооксидная керамика, термостойкость, локальный термоудар (ЛТ), термоциклирование, микродефекты структуры, концентраторы напряжений, теория Вейбулла.

### ВВЕДЕНИЕ

**В**се существующие экспериментальные подходы, используемые для изучения термостойкости керамики, предполагают сравнение устойчивости к воздействию термических напряжений образцов разных материалов одинаковой геометрической формы и размеров в рамках одной выбранной методики. На основании полученных результатов можно оценивать и прогнозировать с определенной степенью достоверности поведение реальных изделий в условиях воздействия неравномерного температурного поля в процессе эксплуатации. Применяемые в экспериментальной практике методики определения термостойкости керамических материалов на опытных образцах можно разделить на две группы.

*Первая группа* объединяет методики, в которых характеристиками термостойкости являются параметры, полученные или рассчитанные после термического нагружения образцов. С помощью этих методик оценивают последствия

воздействия термоудара на образцы в результате проведенного испытания. К этой группе относятся следующие варианты оценки термостойкости: по числу последовательных циклов нагрев – охлаждение (теплосмен) до образования трещин и до разрушения образца; по потере прочности (или остаточной прочности) образца после одной или нескольких теплосмен [1]; по сопротивляемости материала термическим повреждениям [2] и подрастанию длины трещины после теплосмены [3].

*Вторая группа* включает методики, в которых характеристиками термостойкости являются параметры, измеряемые непосредственно в процессе испытания образца при достижении критического уровня термических напряжений, обеспечивающих разрушение. Это, например, измерение перепада температуры, приводящего к разрушению стенки полого цилиндра [1], а также замеры прочности и трещиностойкости при высокоскоростном нагреве – охлаждении образца в виде диска при его нагреве инфракрасным излучением [4]. Обе группы этих методик могут хорошо дополнять друг друга, выявляя определенные закономерности разрушения керамики при воздействии термических напряжений.

Следует отметить, что при выборе той или иной методики для оценки термостойкости конструкционной керамики как хрупкого мате-



Д. А. Иванов  
E-mail: dali\_888@mail.ru

риала следует учитывать высокую чувствительность ее структуры к дефектам — субмикронным концентраторам напряжений (инородным включениям, микропорам, микротрещинам), которые неразрушающими методами контроля не выявляются. Они могут рассматриваться как случайные распределенные в объеме материала ослабления межзеренных контактов. На таких концентраторах напряжений следует ожидать инициирования разрушения материала при термическом нагружении.

В этой связи перспективно использование методики, согласно которой воздействию термических напряжений подвергают опытный образец, содержащий заранее созданный концентратор напряжений (методика «локального термоудара» — ЛТ) [5]. При этом становится возможным добиться достоверности и высокой воспроизводимости получаемых характеристик термостойкости. Однако необходимость создания такого концентратора напряжений в каждом индивидуальном образце усложняет проведение этой методики.

Можно полагать, что для учета влияния концентраторов напряжений в структуре керамики на ее термостойкость можно использовать также статистический подход по Вейбуллу. Он широко используется для оценки надежности хрупких материалов при воздействии механических напряжений и базируется на концепции «слабого звена» [6–13], в соответствии с которой разрушение образца происходит при напряжении, достаточном для инициирования трещины из наиболее опасного дефекта микроструктуры — концентратора напряжений. Его размеры, ориентация и расположение в объеме изделия могут существенно варьироваться. Следует отметить, что статистическая теория Вейбулла успешно применяется для широкого класса материалов: стали [14], керамики и керамических композитов [10–12, 15–17], стоматологической керамики [18], стекол и ситаллов [19, 20], а также стеклопластиков и углепластиков [14, 17, 21, 22]. С использованием теории Вейбулла можно оценивать надежность керамических элементов конструкций летательных аппаратов [20, 23, 24]. Развитие этой теории предполагает учет вероятности термофлуктуационного разрушения напряженного изделия, основанного на кинетической природе прочности твердых тел [25].

В настоящей работе использовали теорию Вейбулла для определения термостойкости керамики. При этом полагали, что в результате механического испытания статистически достоверной выборки образцов после термоудара, произведенного по определенному режиму, полученные вейбулловы параметры материала [26] ( $\sigma_{пор}$  — пороговое напряжение, ниже которого вероятность разрушения равна нулю;  $\sigma_{ср}$  — среднее значение прочности;  $\sigma_{пр}$  — предель-

ное напряжение, выше которого вероятность разрушения равна 100 %;  $m$  — модуль Вейбулла, или коэффициент гомогенности структуры, характеризующий степень рассеяния экспериментально измеренных значений прочности  $\sigma$ ) можно рассматривать как характеристики термостойкости. Степень изменения этих параметров по сравнению с их значениями у образцов до термоудара будет определять сопротивление структуры керамики инициированию термических трещин на существующих концентраторах напряжений.

В настоящей статье рассмотрены результаты оценки термостойкости на примере алюмооксидной керамики с использованием статистического подхода по Вейбуллу. Кроме того, эти результаты сопоставляли с термостойкостью керамического материала, исследуемой по методике ЛТ [5].

## МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА И РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследовали термостойкость призматических образцов (8×8×50 мм), полученных из мелкодисперсного порошка  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3 + 0,5 \text{ мас. \% MgO}$  с размерами частиц 1–5 мкм прессованием в стальной пресс-форме с последующим спеканием в вакууме при 1750 °С в течение 1 ч. Плотность образцов, измеренная по методике гидростатического взвешивания, 3,98 г/см<sup>3</sup>, открытая пористость 0. Для определения вейбулловых параметров материала ( $\sigma_{пор}$ ,  $\sigma_{ср}$ ,  $\sigma_{пр}$  и  $m$ ) изготавливали три партии образцов (21 образец в каждой партии) и подвергали их механическим испытаниям. Первую партию образцов испытывали непосредственно после спекания. Вторую партию образцов до механических испытаний на корундовой подставке вносили в печное пространство, нагретое до 850 °С. После 30-мин изотермической выдержки (для выравнивания температурного поля) подставку с образцами извлекали и выдерживали на воздухе для охлаждения при комнатной температуре (термоудар в режиме 850 °С – воздух). Третью партию образцов до механических испытаний аналогично предыдущему варианту нагревали до 850 °С, а затем сбрасывали в емкость с водой (18 °С) (термоудар в режиме 850 °С – вода).

Для обработки результатов механических испытаний трех партий образцов строили диаграммы вероятность разрушения  $S$  — разрушающее напряжение  $\sigma$ , где  $S = n/(N + 1)$ ;  $n$  — номер образца в выборке (от 1 до 21);  $N$  — общее количество образцов в выборке;  $\sigma$  — соответствует пределу прочности при изгибе  $n$ -го образца. Значения  $\sigma$  ранжировали в порядке возрастания, а затем определяли параметры  $\sigma_{пор}$ ,  $\sigma_{ср}$  и  $\sigma_{пр}$  [26]. Модуль Вейбулла  $m$  рассчитывали с использованием двухпараметрической функ-

ции вида  $S = 1 - \exp[-(\sigma/\sigma_0)^m]$  [1, 29], где  $\sigma_0$  — параметр масштаба (нормирующая величина). После представления этой функции в логарифмическом виде  $m \ln \sigma - m \ln \sigma_0 = \ln \ln(1 - S)^{-1}$  строили зависимость в координатах  $\ln \ln(1 - S)^{-1} - \ln \sigma$ , определяя параметр  $m$  по тангенсу угла наклона прямой к оси абсцисс.

Механические испытания образцов проводили на установке TIRAtest 2300 (Германия) по трехточечной схеме нагружения при скорости деформирования 0,15 мм/мин. Структуру алюмооксидной керамики изучали с поверхности излома и шлифа на растровом электронном микроскопе TM-3000 фирмы Hitachi (Япония).

**ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ**

На основании результатов механических испытаний трех партий алюмооксидных образцов (табл. 1) получили диаграммы в координатах  $S - \sigma$  (рис. 1). Для трактовки полученных данных целесообразно рассматривать дефекты в структуре керамики, контролируемые ее разрушение, как микрощели 1 шириной  $a_0$  и длиной  $l$ , ограниченные берегами 2 и вершинами с радиусом кривизны  $\rho$  ( $a_0$  — расстояние между берегами дефекта, кратное межзатомному расстоянию в кристаллической решетке, рис. 2, а). Образование таких микрощелей можно представить как локальное нарушение сплошности структуры из-за разрыва части межзатомных связей. Такие дефекты следует разделять на группы (популяции) с одинаковыми или близкими параметрами  $l/a_0$ ,  $\rho$  и одинаковой ориентацией, определяемой углом  $\alpha$  между направ-

лением действия растягивающих напряжений  $\sigma_p$  в поверхностном слое нагружаемого изгибом образца ( $M_{изг}$  — изгибающий момент) и направлением дефекта (пунктирная линия). При этом дефект, для которого  $l = 2\rho$ , рассматривается как микропора.

Полученная кривая 1 (см. рис. 1, а) свидетельствует о том, что при разных уровнях напряжений разрушение образцов лимити-

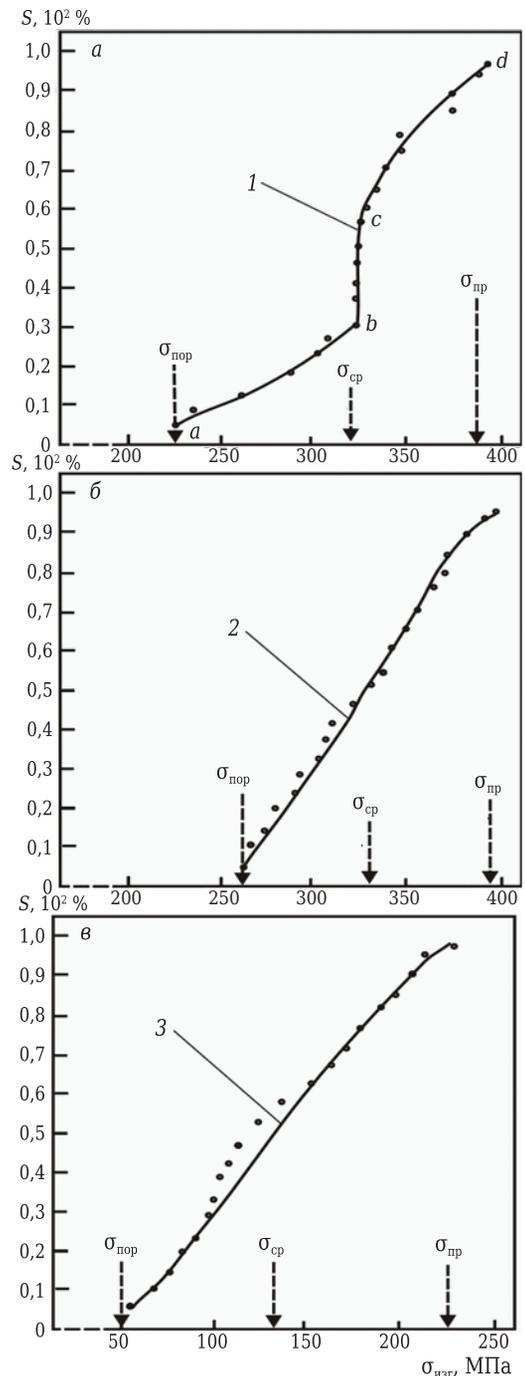


Таблица 1. Результаты механических испытаний алюмооксидных образцов

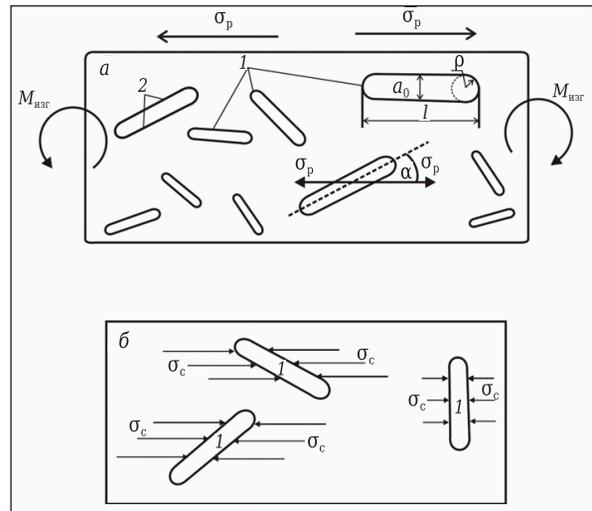
Номер образца n	Значения $\sigma_{изг}$ , МПа, образцов		
	партии 1 до термоудара	партии 2 после термоудара (850 °С - воздух)	партии 3 после термоудара (850 °С - вода)
1	230	350	70
2	319	261	150
3	321	263	221
4	315	278	173
5	380	365	205
6	332	273	186
7	320	370	190
8	308	380	52
9	321	308	105
10	333	320	163
11	280	387	145
12	221	330	169
13	370	310	207
14	340	390	121
15	382	295	85
16	329	290	96
17	307	358	110
18	265	301	75
19	318	342	93
20	340	371	67
21	371	344	98

Рис. 1. Диаграммы  $S - \sigma$  для алюмооксидных образцов: а — до термоудара (партия 1 образцов, кривая 1); б — после термоудара в режиме 850 °С - воздух (партия 2 образцов, кривая 2); в — после термоудара в режиме 850 °С - вода (партия 3 образцов, кривая 3)

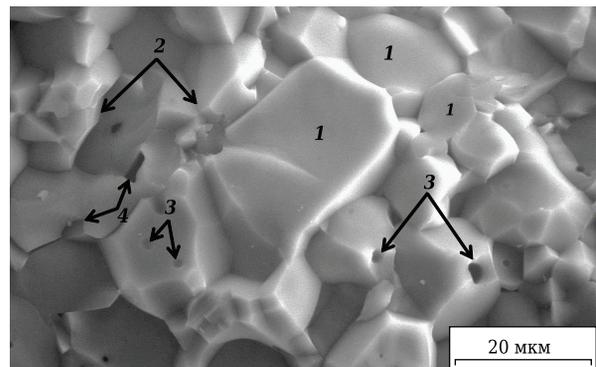
руется разными популяциями дефектов. Например, на участке *ab* разрушение происходит при относительно невысоких напряжениях (225–315 МПа), при этом вероятность разрушения невелика (5–27 %). По-видимому, в этом случае разрушение инициируется на редко появляющихся структурных дефектах протяженной длины с малым значением  $\rho$  (для них наблюдается высокое значение параметра  $l/\rho$ ), т. е. с наиболее длинными и острыми дефектами. Такие дефекты могут образовываться за счет анизотропии ТКЛР кристаллов в структуре керамики или колебаний усадки в ее микрообъемах, а также термических напряжений, возникающих в результате неравномерного температурного поля при охлаждении. Согласно теории Инглиса [26, 27] в вершинах этих дефектов будет возникать высокая концентрация напряжений  $K$  в соответствии с зависимостью  $K \approx 2(l/\rho)^{1/2}$ . Это обуславливает пониженные значения разрушающих напряжений  $\sigma$  данных образцов (участок *ab*, см рис. 1, *a*). При этом наименьшие значения  $\sigma$  следует относить к дефектам из указанной популяции (с высоким значением  $l/\rho$ ), для которых угол  $\alpha$  близок или составляет  $90^\circ$ , так как в этом случае при нагружении инициируются трещины нормального отрыва. Для раскрытия таких трещин требуется минимальное приращение нагрузки по сравнению с трещинами продольного и поперечного сдвига [28], когда угол  $\alpha$  имеет произвольное значение.

Резкое скачкообразное возрастание вероятности разрушения на 26 % (см. рис. 1, *a*, участок *bc*) при разрушающих напряжениях, близких к его среднему значению (319 МПа), объясняется, по-видимому, проявлением эффекта субкритического роста трещин из вершин дефектов с некоторым критическим значением  $l/\rho$  при медленной скорости деформирования образцов, используемой в эксперименте. Такой эффект подтверждается данными, приведенными в публикации [29]. За счет проявления этого эффекта наблюдается практически однозначная воспроизводимость значений разрушающих напряжений на участке *bc* вследствие выравнивания размеров дефектов из-за их докритического подрастания. Можно также предположить, что из указанной популяции дефектов наблюдается раскрытие трещин нормального отрыва.

Дальнейшее нелинейное возрастание вероятности разрушения от 57 до 97 % (см. рис. 1, *a*, участок *cd*) при повышенных значениях напряжений ( $\sigma_{cp} < \sigma < \sigma_{пр}$ ) определяется инициированием трещин из микропор как наименее опасных дефектов — концентраторов напряжений по Инглису ( $l = 2\rho$ ). Такие микропоры (рис. 3) являются преобладающими дефектами, ответственными за разрушение образцов при возрастании разрушающих напряжений.



**Рис. 2.** Схематическое изображение дефектов в структуре керамики: *a* — при механическом испытании образцов; *b* — при термоударе образцов в режиме 850 °C – воздух; остальные обозначения — в тексте



**Рис. 3.** Поверхность разрушения алюмооксидного образца после механического испытания ( $\sigma_{изг} = 371$  МПа): 1 — зерно; 2 — межзеренные границы; 3 — внутризеренные микропоры; 4 — межзеренные микропоры

Зависимости  $S$  от  $\sigma$  для партий 2 и 3 образцов после термоудара в режимах 850 °C – воздух (см. рис. 1, б) и 850 °C – вода (см. рис. 1, в) носят линейный характер. Это обусловлено тем, что разрушение при механическом нагружении контролируется как существующими исходными дефектами, так и новыми дефектами — микротрещинами, возникшими вследствие термоудара. В этом случае следует учитывать взаимодействие полей напряжений, возникающих при деформировании в вершинах исходных дефектов и новых термических дефектов. Это может определять изменение хода кривых 2 и 3 по сравнению с ходом кривой 1 (см. рис. 1, *a–в*).

Важным аспектом, зафиксированным в эксперименте, является тенденция повышения вейбулловых параметров образцов после термоудара в режиме 850 °C – воздух по сравнению с параметрами образцов до термоудара (табл. 2; см. рис. 1, б, кривая 2; рис. 4, кривая 2). То есть

наблюдается упрочняющее воздействие данного типа термоудара на структуру материала. Можно полагать, что при использовании такого «мягкого» режима термоциклирования в процессе нагрева и последующего теплоотвода в воздушную среду в объеме образцов создается напряженное состояние, приводящее к их упругой деформации. Если уровень действующих напряжений не превышает предела прочности материала, то возможно «залечивание» части дефектов в поверхностном слое образцов.

Механизм этого процесса реализуется вследствие припекания контактирующих берегов дефектов при одновременном воздействии температуры и сжимающих напряжений  $\sigma_c$  на стадии нагрева (см. рис. 2, б). Простая оценка показывает, что весьма малая нагрузка ( $5 \cdot 10^{-3}$  Н), возникающая вследствие упругой деформации образца при воздействии температурного градиента и действующая нормально к площади контакта ( $250 \times 250$  нм<sup>2</sup>) берегов условного дефекта 1, будет приводить к возникновению значительных сжимающих напряжений ( $\sigma_c = 8 \cdot 10^4$  МПа). При этом, поскольку присут-

ствие нескомпенсированных межатомных связей по берегам дефектов служит причиной возникновения избыточной удельной поверхностной энергии, ее снижение может рассматриваться как движущая сила процесса «залечивания» дефектов.

Кроме того, следует отметить, что на стадии охлаждения может происходить процесс инициирования микротрещин в поверхностном слое образцов из-за действующих растягивающих напряжений. Однако в условиях «мягкого» термоудара процесс «залечивания» существующих дефектов является доминирующим, а инициирование новых термических дефектов (микротрещин) можно рассматривать как статистически незначимый процесс. Этим объясняется некоторое повышение вейбулловых параметров образцов партии 2 по сравнению с образцами партии 1 (см. табл. 2).

После термоудара в режиме 850 °С – вода (см. табл. 2; рис. 1, в, кривая 3; рис. 4, кривая 3) наблюдается значительное снижение вейбулловых параметров образцов партии 3 по сравнению с образцами партии 1 ( $\sigma_{пор}$  в 4,2 раза,  $\sigma_{ср}$  в 2,4 раза,  $\sigma_{пр}$  в 1,7 раза,  $\sigma_{пор}/\sigma_{ср}$  в 1,7 раза,  $\sigma_{ср}/\sigma_{пр}$  в 1,4 раза,  $m$  в 2,4 раза). Это указывает на активное развитие процесса инициирования микротрещин на концентраторах напряжений как в поверхностном слое, так и внутри объема. При этом значительная степень рассеяния измеренных значений прочности, характеризующаяся модулем Вейбулла ( $m = 3,1$ ), связана с неодинаковой и хаотичной ориентацией образцов при попадании в воду (гранью, плоскостью, торцом, а также под разным углом падения к поверхности охлаждающей жидкости). Это определяет разные условия теплоотвода от образцов, а следовательно, и величины действующих термических напряжений, изменяющихся от образца к образцу. Кроме того, колебания действующих термических напряжений в пределах испытываемой выборки образцов обеспечиваются флуктуацией коэффициента теплопередачи от образца к охлаждающей жидкости вследствие образования кипящего слоя вокруг поверхности образца (эффект «паровой рубашки»).

Характерные микротрещины, возникающие вследствие термоудара в режиме 850 °С – вода, показаны на рис. 5, 6. Зафиксировано, что происходит локализация этих микротрещин внутри зерна. При этом очевидно, что они будут являться концентраторами напряжений при последующем механическом испытании.

Следует отметить, что в рамках данной работы описанный эффект увеличения прочности алюмооксидных образцов после термоудара в режиме 850 °С – воздух с применением вейбулловых параметров подтверждался повышением трещиностойкости  $K_{Ic}$  после ЛТ

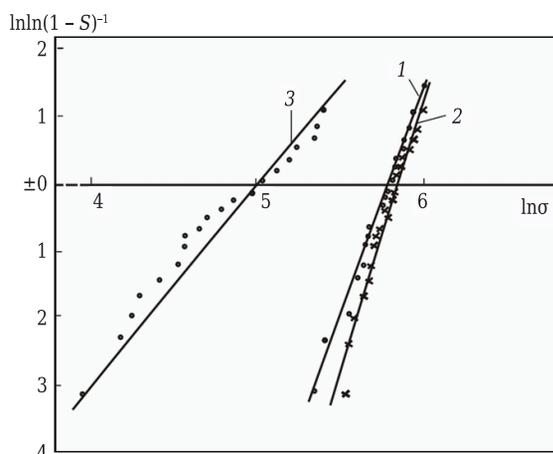
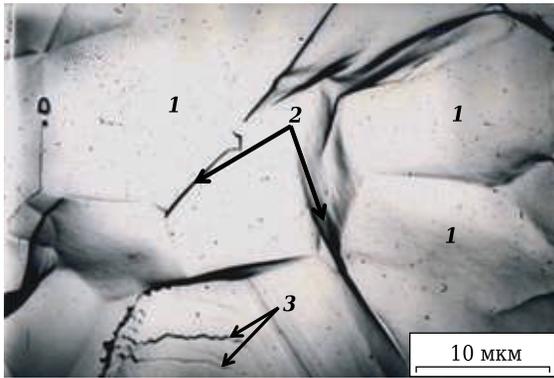


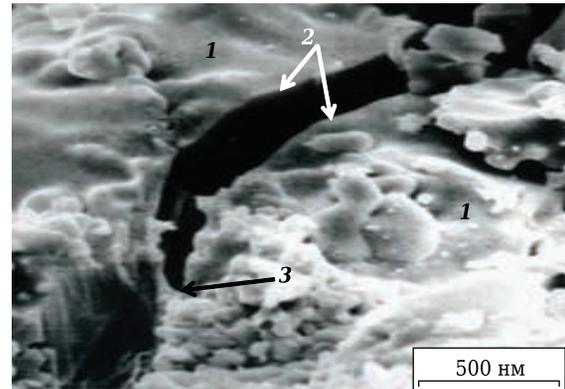
Рис. 4. Диаграмма в координатах  $\ln \ln(1 - S)^{-1} - \ln \sigma$  для определения модуля Вейбулла  $m$ : 1 — образцы партии 1 до термоудара ( $m = 7,5$ ); 2 — образцы партии 2 после термоудара в режиме 850 °С – воздух ( $m = 8,0$ ); 3 — образцы партии 3 после термоудара в режиме 850 °С – вода ( $m = 3,1$ )

Таблица 2. Значения вейбулловых параметров алюмооксидных образцов

Параметр	Партия 1 до термоудара	Партия 2 после термоудара (850 °С – воздух)	Партия 3 после термоудара (850 °С – вода)
$\sigma_{пор}$ , МПа	221	261	52
$\sigma_{ср}$ , МПа	319	328	132
$\sigma_{пр}$ , МПа	382	390	221
$\sigma_{пор}/\sigma_{ср}$ , 100, %	69,2	79,5	39,3
$\sigma_{ср}/\sigma_{пр}$ , 100, %	83,5	84,1	59,7
$m$	7,5	8,0	3,1



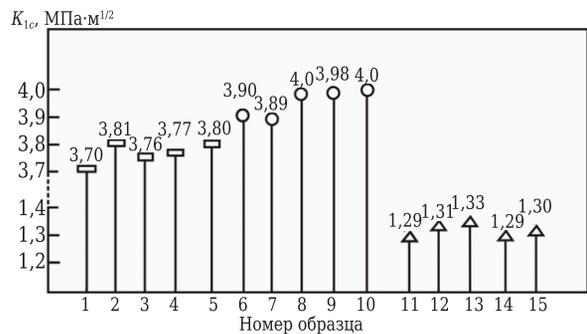
**Рис. 5.** Шлифованная поверхность алюмооксидного образца после термоудара в режиме 850 °С – вода: 1 — зерно; 2 — межзеренные границы; 3 — термические микротрещины, локализованные внутри зерна



**Рис. 6.** Термическая микротрещина, локализованная внутри зерна после термоудара в режиме 850 °С – вода (поверхность излома алюмооксидного образца): 1 — зерно; 2 — берега микротрещины; 3 — вершина микротрещины

с применением того же режима термоциклирования. В этом случае зафиксировано возрастание трещиностойкости образцов 6–10 после термоудара по сравнению с образцами 1–5 до термоудара (рис. 7). При этом относительная потеря трещиностойкости  $R_T$  образцов после термоциклирования, равная  $R_T = (1 - K_{Ic}^T/K_{Ic}) \cdot 100$ , составила –5,1 %. Следует отметить, что отрицательная величина параметра  $R_T$  указывает на приращение трещиностойкости материала после термоудара ( $K_{Ic}$  и  $K_{Ic}^T$  — критические коэффициенты интенсивности напряжений образцов до и после термоудара принимали равными среднеарифметическому значению этих показателей для образцов 1–5 и 6–10 соответственно, см. рис. 7). Установлена также значительная потеря трещиностойкости ( $R_T = 65,5$  %) образцов 11–15 после термоудара 850 °С – вода по сравнению с образцами 1–5 до термоудара (для расчета  $R_T$  величины  $K_{Ic}$  и  $K_{Ic}^T$  принимали равными среднеарифметическому значению этих показателей для образцов 1–5 и 11–15 соответственно). Это согласуется также с оценкой термостойкости исследуемого материала с привлечением вейбулловых параметров.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно констатировать, что использование вейбулловых параметров для оценки термостойкости керамических материалов весьма целесообразно, поскольку позволяет с высокой достоверностью фиксировать изменение прочностных характеристик ( $\sigma_{пор}$ ,  $\sigma_{ср}$ ,  $\sigma_{пр}$ ) и коэффициента однородности структуры образцов (по параметру  $m$ ) вследствие термоудара, проведенного по разным режимам. При этом определяющим в данной концепции является неперемное влияние существующих концентраторов напряжений в структуре керамики на ее термостойкость.



**Рис. 7.** Рассеяние измеренных значений  $K_{Ic}$  алюмооксидных образцов 1–5 до термоудара и после термоцикла в режимах 850 °С – воздух (6–10) и 850 °С – вода (11–15) по методике ЛТ

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Для оценки термостойкости керамических материалов предложено использовать статистическую теорию Вейбулла. При этом полагали, что разрушение керамики при воздействии термических напряжений инициируется на дефектах ее структуры — концентраторах напряжений.

Для определения термостойкости подвергали термоудару по заданному режиму статистически достоверную выборку (партию) образцов, после чего проводили их механические испытания, определяя вейбулловы параметры материала. Степень изменения этих параметров, по сравнению с их значениями у образцов до термоудара, определяла сопротивление структуры керамики инициированию термических трещин на существующих концентраторах напряжений. Эти параметры можно рассматривать как характеристики термостойкости.

Установлен эффект повышения вейбулловых параметров алюмооксидных образцов после термоудара в «мягком» режиме 850 °С – воздух, оказывающем упрочняющее воздействие

на структуру материала. Механизм этого процесса связан с припеканием контактирующих берегов дефектов при одновременном воздействии температуры и сжимающих напряжений на стадии нагрева. Напряженное состояние в объеме образцов реализуется при их нагреве и охлаждении, сопровождающихся упругой деформацией. При этом если действующие напряжения не превышают предела прочности материала, то наблюдается «залечивание» части дефектов в поверхностном слое образцов. Движущая сила процесса «залечивания» дефектов заключается в снижении избыточной удельной поверхностной энергии, возникающей по берегам дефектов, образовавшихся в результате разрыва части межзатомных связей в структуре керамики.

После термоудара в режиме 850 °С – вода фиксировали значительное снижение вейбулловых параметров образцов, что связано с

активным инициированием микротрещин на концентраторах напряжений в поверхностном слое образцов и внутри их объема. Установлено также, что вследствие термоудара 850 °С – вода наблюдается локализация образующихся термических трещин внутри зерен структуры материала.

Результаты определения термостойкости алюмооксидных образцов по предложенной методике с использованием вейбулловых параметров были подтверждены результатами определения их термостойкости методом ЛТ, что указывает на адекватность предложенной методики.

\* \* \*

*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. Практикум по технологии керамики ; под ред. И. Я. Гузмана. — М. : РИФ «Стройматериалы», 2005. — 336 с.
2. **Вильк, Ю. Н.** Устойчивость керамики Mg-ЧСДЦ к термическим повреждениям / Ю. Н. Вильк // Огнеупоры и техническая керамика. — 1997. — № 10. — С. 12–14.
3. **Osterstock, F.** A method to compare the thermal shock resistances and the severity of quenching conditions of brittle solids / F. Osterstock, B. Legendre // J. Phys. III France. — 1997. — № 7. — P. 561–574.
4. **Awaji, H.** Thermal shock testing of ceramics by infrared heating / H. Awaji, S. Honda, T. Nishikawa // Int. Ceram. J. — 1998. — № 5. — P. 55–67.
5. **Ivanov, D. A.** Studying thermal shock resistance of ceramic materials based on their structural sensitivity to a stress concentrator / D. A. Ivanov // Refract. Ind. Ceram. — 2021. — Vol. 61, № 5. — P. 580–586.
6. **Иванов, Д. А.** Изучение термостойкости керамических материалов по чувствительности их структуры к концентратору напряжений / Д. А. Иванов // Новые огнеупоры. — 2020. — № 10. — С. 39–45.
7. **Danzer, R.** Fracture statistics of ceramics — Weibull statistics and deviations from Weibull statistics / R. Danzer, P. Supancic, J. Pascual, T. Lube // Engineering Fracture Mechanics. — 2007. — № 74. — P. 2919–2932.
8. **Ono, K.** A simple estimation method of Weibull modulus and verification with strength data / K. Ono // Appl. Sci. — 2019. — № 9. — P. 1575–1614.
9. **Bertalan, Z.** Fracture strength: stress concentration, extreme value statistics, and the fate of the Weibull distribution / Z. Bertalan, A. Shekhawat, J. P. Sethua, S. Zapperi // Phys. Rev. Appl. — 2014. — № 2. — P. 034008-1–034008-8.
10. **Zhang, S.-L.** Statistical strength of brittle materials with strongly interacted collinear microcracks / S.-L. Zhang, Li Teng, Y. Wei // Int. J. Solids Structures. — 1998. — Vol. 35, № 11. — P. 995–1008.
11. **Klein, C. A.** Flexural strength of sapphire: Weibull statistical analysis of stressed area, surface coating, and

12. polishing procedure effects / C. A. Klein // J. Appl. Phys. — 2004. — Vol. 96, № 6. — P. 3172–3179.
13. **Pang, S.-D.** Statistics of strength of ceramics: finite weakest-link model and necessity of zero threshold / S.-D. Pang, Z. P. Bazant, J.-L. Le // Int. J. Fract. — 2008. — № 154. — P. 131–145.
14. **Nadarajah, S.** Strength modeling using Weibull distributions / S. Nadarajah, S. Kotz // J. Mechanical Science and Technology. — 2008. — № 22. — P. 1247–1254.
15. **Chaturvedi, A.** Estimation and comparison of the stress-strength model with more than two states under Weibull distribution and type II censoring / A. Chaturvedi, K. Taruna // Communications in statistics — theory and methods. — 2019. — Vol. 48, № 3. — P. 537–548.
16. **Catangiu, A.** Data scattering in strength measurement of steels and glass/epoxy composite / A. Catangiu, D. N. Ungureanu, V. Despa // The scientific bulletin of Valahia University Materials and Mechanics. — 2017. — Vol. 15, № 12. — P. 11–16.
17. **Zok, F. W.** On weakest link theory and Weibull statistics / F. W. Zok // J. Am. Ceram. Soc. — 2017. — Vol. 100, № 4. — P. 1265–1268.
18. **Песоцкая, Н. С.** Исследование структурно-прочностных и фрактальных свойств СВС-корунда на мезоскопическом уровне / Н. С. Песоцкая, С. Е. Закиев, В. А. Веретенников [и др.] // Вопросы материаловедения. — 2002. — № 1 (29). — С. 406–409.
19. **Barbero, E.** Statistical analysis of the mechanical properties of composite materials / E. Barbero, J. Fernández-Sáez, C. Navarro // Composites. Part B: Engineering. — 2000. — Vol. 31, № 5. — P. 375–381.
20. **Quinn, J. B.** A practical and systematic review of Weibull statistics for reporting strengths of dental materials / J. B. Quinn, G. D. Quinn // Dental Materials. — 2010. — № 26. — P. 135–147.
21. **Никоноров, Н. В.** Оптическое материаловедение: основы прочности оптического стекла / Н. В. Никоноров, С. К. Евстропьев. — СПб. : СПбГУ ИТМО, 2009. — 102 с.

20. **Кирюшина, В. В.** Исследование керамических материалов с применением методов вероятностного анализа при разработке и производстве элементов летательных аппаратов : дис. ... канд. техн. наук / В. В. Кирюшина. — Обнинск, 2014. — 206 с.

21. **Ballarini, R.** The lower bound for glass strength and its interpretation with generalized Weibull statistics for structural applications / R. Ballarini, F. Asce, G. Pisano, G. Royer-Carfagni // J. Eng. Mech. — 2016. — Vol. 142, № 12. — P. 04016100-1–04016100-20.

22. **Кирюшина, В. В.** Исследование влияния масштабного фактора на прочностные свойства полимерных композиционных материалов / В. В. Кирюшина, Ю. Ю. Ковалева, П. А. Степанов, П. В. Коваленко // Изв. вузов. Ядерная энергетика. — 2019. — № 1. — С. 97–106.

23. **Кирюшина, В. В.** Оценка параметров распределения Вейбулла при анализе прочности керамических материалов для обтекателей / В. В. Кирюшина, В. С. Левашов, В. С. Фетисов, М. Ю. Русин // Механика композиционных материалов и конструкций. — 2006. — Т. 12, № 1. — С. 76–82.

24. **Низовцев, В. Е.** Некоторые модели оценки напряженно-деформированного состояния керами-

ческих композиционных материалов с учетом технологических пор / В. Е. Низовцев, О. Б. Сильченко, М. В. Силуянова [и др.] // Вестник Брянского гос. техн. ун-та. — 2018. — № 1 (62). — С. 52–64.

25. **Малкин, А. И.** Статистическая кинетика квази-хрупкого разрушения / А. И. Малкин, Ф. А. Куликов-Костюшко, Т. А. Шумихин // Журнал технической физики. — 2008. — Т. 78, вып. 3. — С. 48–56.

26. Разрушение. Т. 7. Часть 1 (неорганические материалы) ; под ред. Г. Либовица (пер. с англ.). — М. : Мир, 1976. — 634 с.

27. **Иванов, Д. А.** Композиционные материалы : уч. пособие для вузов / Д. А. Иванов, А. И. Ситников. — М. : Юрайт, 2019. — 253 с.

28. **Шевченко, В. Я.** Техническая керамика / В. Я. Шевченко, С. М. Баринов. — М. : Наука, 1993. — 187 с.

29. **Баринов, С. М.** Прочность технической керамики / С. М. Баринов, В. Я. Шевченко. — М. : Наука, 1996. — 159 с. ■

Получено 02.07.21  
© Д. А. Иванов, 2021 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ

**ICSN 2022 — МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО КЕРАМИКЕ И НАНОМАТЕРИАЛАМ**  
14–15 января 2022 г. Рим, Италия



[www.waset.org](http://www.waset.org)

**ICSMC 2022 — МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ ПО КЕРАМИЧЕСКИМ МАТЕРИАЛАМ И КОМПОНЕНТАМ**  
7–8 февраля 2022 г. Амстердам, Нидерланды



[www.waset.org](http://www.waset.org)