

УДК 539.4
© 1992

КИНЕТИКА ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ И ВОЗМОЖНОСТИ ЕГО ПРОГНОЗИРОВАНИЯ

В. В. Шпейсман

На основе предложенных принципов описания макроразрушения рассматриваются различные проявления его кинетики: разрушение при статической и циклической нагрузках, случаи ступенчатого возрастания нагрузки, скоростная зависимость прочности. Приведены примеры статистической обработки результатов исследования кинетики разрушения кремния при статической нагрузке, цинка и карбида кремния при циклической нагрузке с постоянной амплитудой, сегнетокерамики ШТС-22 при ступенчатом возрастании нагрузки. Обсуждается возможность прогнозирования вероятности разрушения при больших временах до разрушения по данным кратковременных испытаний.

Известно большое количество случаев неожиданного хрупкого разрушения конструкций. Некоторые из них, особенно приведшие к значительным катастрофам, неоднократно описывались в литературе (см., например, [1, 2]). Анализ многих из этих случаев показывает, что внешние условия в момент разрушения далеко не всегда были критическими. Так, если разрушение конструкции произошло при понижении температуры, то совсем не обязательно это было первое охлаждение конструкции. Кроме того, зачастую аналогичные конструкции не разрушались, работая в таких же условиях. Можно говорить о том, что снижение температуры увеличивает вероятность хрупкого разрушения, т. е. оказывает влияние на скорость некоторого процесса (или процессов), идущих в нагруженном теле. Еще более отчетливо вероятностный характер развивающегося во времени хрупкого разрушения проявляется при изготовлении, механической обработке и эксплуатации различных изделий полупроводниковой и лазерной техники, например пластин кремния при их резке, шлифовке и работе в приборе [3], а также кристаллов ZnSe и других материалов, используемых в качестве окон лазеров.

Физическая природа процессов, приводящих к разрушению, для многих, особенно хрупких, тел в настоящее время не вполне ясна. Даже если признать возможность существования локальной пластической деформации во всех хрупких телах, то совсем не очевидной представляется тождественность процессов развития деформации в различных участках тела и процессов, приводящих к его разрушению. Кроме того, возможно различное толкование терминов разрушение и деформация по отношению к микро- и макропроцессам, что нередко в прошлом приводило к возникновению разногласий в понимании и трактовке различных экспериментальных данных.

Цель настоящей работы — предложить систему определений в явлении разрушения, дать объяснения наблюдаемым в эксперименте и на практике проявлениям кинетики хрупкого разрушения и предложить методику исследования и прогнозирования хрупкого разрушения. Будут рассмотрены различные проявления кинетики хрупкого разрушения. В отличие от

многих случаев деформации скорость V_p хрупкого разрушения (или долговечность τ) не описывается формулой типа $V_p = V_0 \exp(-U/kT)$ с постоянными коэффициентами. Кроме того, в большинстве случаев разброс измеряемых характеристик так велик, что приходится вводить в описание процесса кривые распределения и определять их параметры. Однако, используя некоторые предположения относительно изменения локальных напряжений под нагрузкой, можно дать единое толкование различным проявлениям кинетики разрушения и разработать приемы для его прогнозирования.

1. Соотношение между процессами деформации и разрушения в нагруженном теле

В понимании физики разрушения и деформации и соотношения между ними важную роль играет строгое следование выбранным определениям этих понятий, которые должны включать определения микро- и макропроцесса и критерии перехода от микро- к макроявлению. В [4], например, за основу принимается понятие о разрушении как разрыве единичной связи, а наступление макроразрушения связывается с достижением критической концентрации разорванных связей. Второй путь введения определений в проблеме разрушения — исходить из макроσκοпиики, т. е. так, как это уже давно делается для пластической деформации. Согласно этому подходу, разрушением следует называть любой процесс, приводящий к макроразрушению, например к разделению тела на части. Так же как и для деформации, вклад в этот процесс могут давать различные микроскопические процессы: зарождение и рост трещин (за этим процессом можно оставить термин микроразрыв или локальное разрушение), образование дислокационных скоплений, движение дислокаций, приводящие к созданию больших разворотов, и т. д. Вероятно, для многих конкретных случаев разрушения можно выделить один процесс, определяющий его кинетику.

В предлагаемой терминологии макроразрушение и макродеформации — это, по определению, разные, не связанные друг с другом процессы (за исключением разрушения при постоянной макроscopicческой деформации). Микропроцессы, ответственные за деформацию и разрушение, могут быть одними и теми же, различными, взаимосвязанными или независимыми — все это с большей или меньшей достоверностью можно установить, комбинируя исследования микро- и макрохарактеристик разрушения и деформации. Ряд примеров, иллюстрирующих различные варианты связи разрушения и деформации, приведен в монографии [5].

Одним из преимуществ предлагаемого определения разрушения является то, что оказывается возможным величине времени до разрушения (долговечности) τ придать самостоятельный смысл, не связанный с конкретным микропроцессом, т. е. сделать ее такой же по смыслу, как скорость пластической деформации.

Введем скорость макроразрушения $V_p(\sigma, T, \sigma^*)$, где σ — внешнее напряжение; T — температура; σ^* — эффективные напряжения, зависящие от степени их локализации, коэффициента концентрации и др., следующим образом: если $\sigma, T, \sigma^* = \text{const}$, то $V_p = 1/\tau'$. Тогда по аналогии с деформацией, если $\sigma, T, \sigma^* = \text{const}$ на некоторых промежутках времени Δt_i , то $\sum V_{pi} \Delta t_i = 1$, а для непрерывно изменяющихся параметров $\int_0^{\tau} V_p(t) dt = \int_0^{\tau} dt / -\tau'(t) = 1$. Таким образом, извест-

ный принцип суперпозиции или линейного суммирования повреждаемостей получается здесь как следствие принятых определений. Его справедливость неодно-

кратно доказывалась экспериментально. Причины же иногда обсуждаемых отклонений от него следует искать, как нам кажется, в непостоянстве σ^* , что чаще всего происходит из-за изменений структуры под действием нагрузки.

2. Кинетическая модель хрупкого разрушения

Кинетика хрупкого разрушения проявляется в экспериментах трех типов. Первый — это прямое исследование времени до разрушения образцов в условиях действия постоянных напряжений и температуры. Второй — то же при циклическом нагружении с постоянной амплитудой нагрузки. Конечно, аналогичные опыты с уменьшающейся во времени нагрузкой (или амплитудой цикла) также могут свидетельствовать о кинетическом характере разрушения, однако экспериментальное наблюдение разрушения в этом случае значительно менее вероятно. Опыты же с непрерывно возрастающей нагрузкой не могут служить доказательством кинетической природы разрушения, за исключением тех случаев, когда прочность зависит от скорости нагружения. Наблюдение скоростной зависимости прочности есть третий тип опытов, в которых проявляется кинетика разрушения. Возможны и более сложные типы испытаний, представляющие собой комбинацию перечисленных выше основных вариантов, например ступенчатое возрастание нагрузки или амплитуды цикла. В этих опытах прямым доказательством кинетического характера разрушения будут случаи разрушения «на ступеньке», т. е. при постоянной нагрузке или амплитуде цикла.

В [5, 6] была предложена релаксационная модель, которая связывала кинетику разрушения с действием двух процессов, один из которых определял скорость разрушения в зависимости от уровня локальных напряжений, а другой, релаксационный, тормозил разрушение, снижая локальные напряжения. Если предположить, что оба этих процесса являются термоактивационными и единственными в некотором интервале изменения условий опыта, то, используя определение разрушения, можно связать характеристики всех упоминавшихся выше проявлений кинетики разрушения с помощью двух наборов активационных параметров: одного — для процесса собственно разрушения, другого — для релаксации. Как показано в [6], в некоторых случаях, например при циклическом растяжении с достаточным для релаксации отдыхом между циклами, определяющими являются характеристики разрушения, а при статическом нагружении, наоборот, вероятность наблюдения разрушения в основном связана с характеристиками релаксации. Анализ скоростной зависимости прочности в [7] дает только для областей очень быстрой или пренебрежимо малой релаксации очевидный результат — кинетические параметры разрушения могут быть извлечены из зависимости прочности от скорости нагружения.

Введем кинетические параметры разрушения и релаксации и рассмотрим ниже, как они могут быть вычислены на основе эксперимента. Если долговечность τ есть результат действия одного термоактивационного процесса, то для постоянных напряжений σ и температуры T

$$\tau = \tau_0 \exp \frac{U_0 - nV\sigma}{kT}, \quad (1)$$

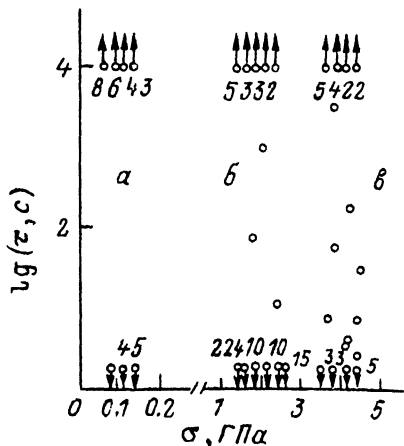
где τ_0 , U_0 и V — характеристики этого процесса, n — коэффициент локальных перенапряжений, так что локальные напряжения $\sigma_l = n\sigma$. Именно они могут релаксировать, и если это происходит также под действием одного термоактивационного процесса, то

Рис. 1. Долговечность пластин кремния при осесимметричном изгибе.

a — механически, *б*, *в* — химически полированные образцы, *a*, *б* — кольцевой нагружающий пуансон, *в* — сферический. $T = 293$ К. Цифры около точек со стрелками означают количество образцов, разрушившихся при нагружении или не разрушившихся за данное время.

$$\sigma_I = n_0 \sigma - \alpha \ln(t/t_0 + 1), \quad (2)$$

где α и t_0 — характеристики релаксации, причем в α входит активационный объем, а в t_0 — энергия активации процесса; n_0 — некоторый исходный уровень перенапряжений. Рассмотрим ниже конкретные случаи нагружения.



3. Статическое нагружение

Совместное решение (1) и (2) с использованием определения в п. 1 дает при $\alpha V/kT \neq 1$ [5, 6]

$$\frac{(\tau/t_0 + 1)^{1 - \alpha V/kT} - 1}{1 - \alpha V/kT} = \frac{\tau_0}{t_0} \exp \frac{U_0 - n_0 V \sigma}{kT}, \quad (3)$$

что при некоторых допущениях [5, 6] приобретает вид $\ln \tau = \ln A - B\sigma$. Формула (3), очевидно, справедлива для средних значений $\ln \tau$. При большом разбросе данных по долговечности, когда в некотором диапазоне напряжений σ при каждом его значении могут встретиться образцы, разрушившиеся при нагружении и не разрушившиеся за доступное в опыте время, использование его для вычислений затруднительно. Однако, зная среднее значение кратковременной прочности $\bar{\sigma}$ и располагая набором значений долговечности в известном интервале напряжений, можно найти $\ln A$ и B . В [8] показано, что

$$\ln \frac{A}{\tau_{\min}} = \frac{\bar{\sigma} \ln \tau_{\max}/\tau_{\min}}{\int_{-\infty}^{\infty} W d\sigma}, \quad (4)$$

где τ_{\max} и τ_{\min} (или N_{\max} и $N_{\min} = 1$ при циклическом нагружении) — границы временного интервала в опыте, а W — вероятность измерения доступного в опыте значения долговечности τ ($\tau_{\min} < \tau < \tau_{\max}$) при данном напряжении σ , т. е. отношение числа образцов с долговечностью в указанном интервале ко всем испытывавшимся при этом напряжениях.

На рис. 1 приведены данные, полученные при нагружении пластин кремния марки БКЭФ-50 с исходной плотностью дислокаций $5 \cdot 10^4$ см⁻³. Пластины кремния диаметром 30 и толщиной 0.2 мм помещались на кольцевую опору диаметром 16 мм и нагружались либо кольцевым пуансоном диаметром 6 мм, либо сферическим пуансоном. Подробно метод осесимметричного изгиба и анализ действующих напряжений, которые контролировались рентгеновским методом, описаны в [8]. Пластины кремния после механической полировки поверхности имели среднюю прочность $\bar{\sigma} \approx 100$ МПа, после химической полировки она

достигала 2—4 ГПа. Естественно, что чем меньше была зона, подверженная действию максимальных напряжений, тем больше была средняя прочность. Этим объясняется увеличение прочности при переходе от цилиндрического кольцевого пуансона к сферическому.

Как видно из рис. 1, чем больше средняя прочность, тем больше вероятность наблюдения долговечности в доступном в опыте интервале. Это отмечалось в [6]. При средней прочности $\sigma \approx 100$ МПа вообще не оказалось ни одного образца с измеренной долговечностью, а при $\sigma = 2.0$ ГПа их явно не достаточно для количественного анализа. Для кремния с $\sigma = 4$ ГПа расчет по (4) дает $A = 10^{50}$. Однако это значение определяется, как видно из (3), величинами $\alpha V/kT$, τ_0 и U_0 . Следовательно, располагая только результатами статических испытаний, невозможно разделить параметры разрушения и релаксации.

4. Циклическое нагружение с постоянной амплитудой

Как показано в [6], в том случае, если в каждом цикле релаксация локальных напряжений одинакова, то вместо (3) следует писать

$$\tau = \frac{(1 - \alpha V/kT) t_n}{[(t_n/t_0 + 1)^{1 - \alpha V/kT} - 1]} \frac{\tau_0}{t_0} \exp \frac{U_0 - n_0 V \sigma}{kT}, \quad (5)$$

где t_n — время действия растягивающей нагрузки в цикле. Таким образом, все параметры релаксации находятся в предэкспоненте и, следовательно, $\ln \tau = \ln A - B\sigma$. В [6] также показано, что для ряда хрупких материалов условию одинаковой релаксации в цикле удовлетворяет циклическое растяжение в интервале частот 0.1—10 Гц. Там же показано, что вкладом релаксации в величину предэкспоненты при оценке параметров (5) можно пренебречь. В [6] подробно рассмотрены статистические аспекты разрушения при циклической нагрузке кремния, а в [8] — корунда. Ниже будут приведены данные по усталостному разрушению цинка при 153 К и карбида кремния при комнатной температуре.

В [9] были описаны результаты изучения усталости цинка при температурах 213—297 К. Разброс значений числа циклов до разрушения в этом температурном интервале был не слишком велик: по данным пяти-шести испытаний в одинаковых условиях можно было бы найти $\lg N$ и построить кривую усталости. Однако при более низких температурах разброс данных увеличивается и возникает необходимость в использовании статистической обработки.

Опыты на циклическое растяжение цилиндрических образцов (диаметр 2—3 мм, длина рабочей части 6—10 мм) монокристаллического цинка проводились на установке с прямоугольными импульсами нагрузки [9]. Время действия нагрузки в цикле и время отдыха 3.5 с, время нарастания нагрузки от нуля до амплитудного значения 0.1 с.

На рис. 2 приведены результаты усталостных испытаний цинка при разных амплитудах цикла. Обработка их по (4) с учетом найденного среднего значения прочности $\sigma = 22.4$ МПа и соотношения времени нарастания нагрузки и длительности цикла приводит к $\lg N = 26 (1 - \sigma/22.4)$, что дает для энергии активации $U_0 \approx 1.2$ эВ и для эффективного активационного объема $V_{эф} = 42 \cdot 10^{-22}$ см³. Эти величины хорошо согласуются с полученными для цинка другими методами [6, 9]. Это свидетельствует в пользу справедливости заложенного в основу статистической обработки результатов предположения о том, что основная причина разброса данных по усталости, как и разброса прочности, в структурных различиях материала отдельных образцов.

Опыты, проведенные с карбидом кремния, преследовали иную цель. В [10] описаны испытания 100 образцов карбида кремния трехточечным изгибом, ни один из которых не разрушился при циклической нагрузке. Температура испы-

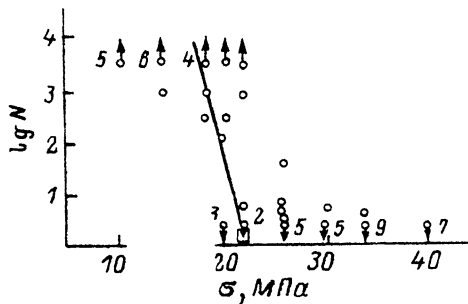


Рис. 2. Долговечность монокристаллов Zn при циклическом растяжении. $T = 153$ К.

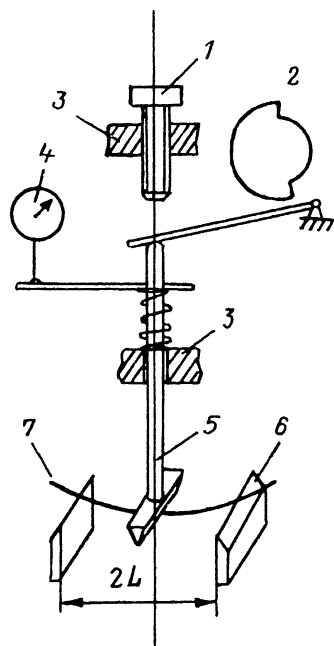


Рис. 3. Схема установки для циклического нагружения тонких волокон.

таний была комнатная, амплитуда напряжений в цикле $\sigma = 239$ МПа, максимальное число циклов $N_{\max} = 10^5$. В момент первого нагружения разрушилось 24 образца, остальные не разрушились за 10^5 циклов. Исходя из нашего статистического подхода, можно было бы увеличить вероятность разрушения при циклическом нагружении, повысив амплитуду нагрузки. Для этого в наших опытах трехточечным изгибом нагружались волокна из карбида кремния диаметром 100 мкм и длиной 15 мм. Схема установки приведена на рис. 3. Образец 1 помещался на опоры 2 и нагружался ножом 3. Величина максимального прогиба с погрешностью 5 мкм задавалась эксцентриком 4, который находился на валу двигателя со скоростью вращения 0.15 об./с. Пружина 5 обеспечивала обратный ход ножа. Фиксатор 6 позволял регулировать амплитуду прогиба, вращение фиксатора использовалось также для определения прочности при активном нагружении. Индикатор 7 служил для измерения прогиба. Разрушение тонких волокон на такой установке удавалось осуществить, если расстояние между опорами не превышало 1 мм.

Напряжение в волокне рассчитывалось по формуле, выведенной для больших прогибов при изгибе [11]

$$\sigma = \frac{d}{4L} Q_0 \left(1 + \frac{\Delta}{L} \operatorname{tg} \alpha \right) E, \quad (6)$$

где $Q_0 = PL^2/IE$, P — нагрузка, L — половина расстояния между опорами, I — осевой момент инерции сечения, E — модуль Юнга, Δ — максимальный прогиб, α — угол поворота волокна в точке, лежащей на опоре. Расчет по (6) упрощается тем, что в [11] приведены графики Q_0 и $\operatorname{tg} \alpha$ в зависимости от Δ/L . Следовательно, для нахождения напряжений по (6) достаточно знать P и Δ .

Опыты проводились при амплитуде цикла $\sigma_0 = 4.89$ ГПа. Всего было испытано 16 волокон, из них 4 разрушились при нагружении, 2 — в интервале $1-10^4$

циклов, 10 не разрушились за 10^4 циклов. Поскольку опыты проводились только при одном значении σ_0 , то для приближенного определения параметров усталости использовался следующий прием. Как показано в [12], вероятность усталостного разрушения в интервале амплитуд от σ_0 до $\sigma_0 + \delta\sigma$ можно рассчитать, зная кривую распределения прочности $f(\sigma)$,

$$W = \int_{\sigma_0}^{\sigma_0 + \delta\sigma} f(\sigma) d\sigma = f(\sigma_j) \delta\sigma, \quad (7)$$

где σ_j лежит в интервале от σ_0 до $\sigma_0 + \delta\sigma$. Определив $W(\sigma_0)$ и располагая кривой $f(\sigma)$ (рис. 4), можно численным интегрированием определить $\delta\sigma$. (Более грубой, но, вероятно, допустимой оценкой было бы нахождение $\delta\sigma$ из условия $\sigma_j = \sigma_0 + \delta\sigma/2$). Далее легко найти $\lg A = \lg N_{\max} (1 + \sigma_0/\delta\sigma) \approx 150$. Если использовать это значение при анализе упоминавшейся выше работы [10], то окажется, что вероятность разрушения в интервале $1-10^5$ циклов должна быть $\sim 3.5\%$. Однако реальная вероятность будет еще меньше из-за того, что при столь больших наклонах зависимости $\lg N(\sigma)$ начинает сказываться ошибка в задании величины напряжений [5]. Так, при погрешности напряжений порядка 5% эта вероятность окажется менее 1%. С нашей точки зрения, отсутствие разрушения карбида кремния при циклической нагрузке в [10] вполне объяснимо и не является доказательством критического характера разрушения.

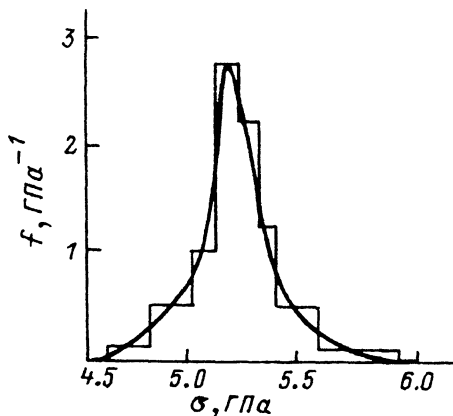


Рис. 4. Кривая распределения прочности во-
локон карбида кремния.

5. Скоростная зависимость прочности

Скоростная зависимость прочности с позиций релаксационной модели хрупкого разрушения подробно описана в [7]. Не будем повторять ее выводы. Заметим лишь, что увеличение прочности с ростом скорости нагружения может быть связано как с очень большой, так и с крайне малой скоростью релаксации. Такие зависимости характерны и для пластичных тел (свинец, мягкая сталь [13]), и для достаточно хрупких тел (стекло [14], фарфор [15]). Отсутствие скоростной зависимости прочности в некоторых интервалах скоростей нагружения, обнаруженное, например, в [16] для некоторых конструкционных керамик, с нашей точки зрения, не может служить доказательством некинетического характера разрушения. Это лишь один из вариантов зависимости, когда скорости разрушения и релаксации близки. Для таких условий характерно уменьшение прочности с ростом скорости или ее немонокотность (NaCl [17], керамики [18]). Наблюдаются и сравнительно небольшие области постоянства прочности. При расширении интервала изменения скоростей нагружения постоянство прочности, как нам кажется, должно нарушаться. Такой характер скоростной зависимости прочности обнаружен в [7] для цинка.

6. Нагружение со ступенчато возрастающими напряжениями

Еще в [19] Джонсон и Гиббс заметили, что при ступенчатом нагружении германия отчетливо выявляется кинетический характер разрушения — заметная часть образцов разрушалась в то время, когда нагрузка оставалась постоянной.

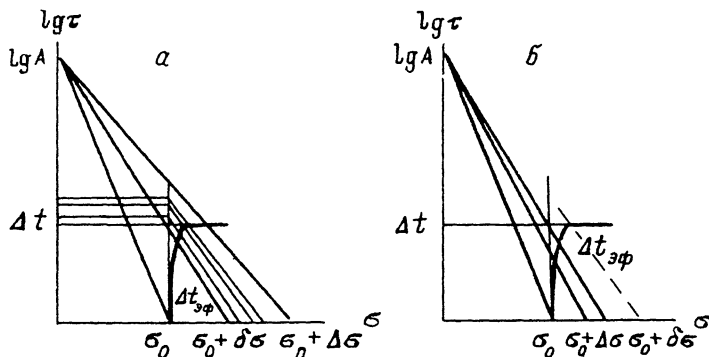


Рис. 5. Схема, иллюстрирующая связь вероятности разрушения при ступенчатом нагружении с распределением прочности. $\Delta\sigma > \delta\sigma$ (а), $\Delta\sigma \leq \delta\sigma$ (б).

Естественным поэтому является желание использовать при статистическом анализе кинетики разрушения циклическое или статическое нагружение со ступенчатовозрастающей амплитудой (нагрузкой). При этом можно значительно уменьшить число испытаний и их длительность. Однако, как будет показано ниже, для количественного анализа важно, какова величина ступеньки нагрузки. Она не может быть произвольной, а должна удовлетворять некоторому условию.

Рассмотрим схему на рис. 5. Она относится как к случаю возрастающей нагрузки, так и к циклическому нагружению с возрастающей амплитудой и иллюстрирует соотношение между временем (числом циклов) до разрушения и вероятностью разрушения на разных фазах нагружения (на вертикальной $\Delta\sigma$ или горизонтальной Δt части ступени нагрузки).

Из рис. 5 следует, что если образец разрушается за время $\tau \leq \Delta t$ (для циклического нагружения, очевидно, $\tau = Nt_n$, где N — число циклов, t_n — время действия растягивающей нагрузки в цикле) при напряжениях σ_0 с той же вероятностью, с какой он разрушается в опытах с постоянной скоростью нагружения при достижении разрушающих напряжений в интервале от σ_0 до $\sigma_0 + \delta\sigma$. Из линейности зависимости $\lg \tau(\sigma)$ следует [8]

$$\delta\sigma = \frac{\lg \tau_{\max} - \lg \tau_{\min}}{\lg A - \lg \tau_{\max}} \sigma_0, \quad (8)$$

где τ_{\max} и τ_{\min} — границы временного интервала в экспериментах. В зависимости от соотношения $\delta\sigma$ и величины ступеньки нагружения $\Delta\sigma$ могут представиться два случая (рис. 5). Различие между ними заключается в необходимости при $\Delta\sigma \leq \delta\sigma$ учета влияния предыдущих нагружений на вероятность разрушения при последующих нагружениях. При анализе этого влияния будем учитывать лишь одно последнее нагружение и его вклад оценим следующим образом. Для образцов, разрушившихся при подгрузке, очевидно, $\Delta t/\tau(\sigma_{n-1}) + B\omega\Delta t = 1$, где ω — скорость нагружения при подгрузке, или $B\omega\Delta t_{\text{эф}} = 1$, где $\Delta t_{\text{эф}} = \Delta t/(1 - \Delta t/\tau(\sigma_{n-1}))$, т. е. влияние предыдущего нагружения можно свести к изменению интервала Δt . Тот же результат получится, если рассмотреть разрушение образцов, разрушившихся на горизонтальной части ступеньки нагрузки. Для них, очевидно, $\Delta t/\tau(\sigma_{n-1}) + \Delta t/\tau(\sigma_n) = 1$ или $\Delta t_{\text{эф}}/\tau(\sigma_n) = 1$, где $\Delta t_{\text{эф}}$ имеет то же значение, что и ранее. На схеме (рис. 5, а) условно показано построение $\Delta t_{\text{эф}}(\sigma)$ для образцов, долговечность которых превышает Δt на порядок. Видно, что если $\Delta\sigma = \Delta\sigma_1 > \delta\sigma$, то влиянием предыдущих нагружений можно пренебречь и воспользоваться расчетами для постоянной нагрузки (амплитуды цикла), введя следующие очевидные дополнения. Все образцы, которые разрушались при $\sigma < \sigma_0$, в том числе и во

время выдержки на ступеньках нагрузки $\sigma_j < \sigma_0$, дают величину $n_j(\sigma_0)$, т. е. число образцов, разрушившихся при нагружении до σ_0 . Те образцы, которые при $\sigma = \sigma_0$ не разрушились, составляют, как и ранее, $n_j(\sigma_0)$ — неразрушившиеся при σ_0 . Образцы, разрушившиеся за время $t \leq \Delta t$, дают величину $n(\sigma_0)$. Как было описано выше, можно вычислить вероятность разрушения $W(\sigma_0)$ и по (4) рассчитать параметры кривой усталости или временной зависимости прочности.

Заметим, что для большей уверенности в выполнении неравенства $\Delta\sigma > \delta\sigma$ можно $\Delta\sigma$ выбрать заведомо большим и проводить несколько ступенчатых нагружений со слегка смещенными начальными значениями напряжений и постоянным $\Delta\sigma$.

Более сложным представляется для анализа случай $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{II} \leq \delta\sigma$. Как видно из схемы на рис. 5, здесь нельзя пренебрегать вкладом в разрушение, которые дают предыдущие ступени нагружения. Одним из вариантов их приближенного учета мог бы быть пересчет $\Delta t_{эф}$. Однако, как видно из схемы рис. 5, б, расчет $\Delta t_{эф}$ требует аккуратности, так как изменяет соотношение чисел образцов, разрушившихся на разных фазах нагружения, что сказывается на величине вероятности разрушения W . Кроме того, этот расчет требует значения $\tau(\sigma)$. Следовательно, таким способом можно было бы решить задачу методом последовательных приближений, а нулевое приближение получить, обработав данные первой ступени нагрузки по схеме, использованной выше для карбида кремния.

Первый случай, безусловно, является более предпочтительным, и поэтому ниже рассмотрим его использование на примере разрушения сегнетокерамики ЦТС-22. Диски керамики диаметром 20 и толщиной 1 мм помещались на опору диаметром 13 мм и нагружались кольцевым пуансоном диаметром 7 мм. Образцы нагружались осесимметричным изгибом, величина ступени нагружения 50 МПа, время выдержки на ступени 10^3 с.

Результаты представлены на рис. 6 и в таблице. Как видно из сравнения количества точек на рис. 6 и участвующих в статистической обработке, последних в шесть раз больше. Расчет $\int_{-\infty}^{\infty} W d\sigma$, где $W = n(\sigma)/n_0$, дает для интеграла величину 35 МПа, что соответствует $\lg A = 24$ (средняя прочность $\bar{\sigma} = 28$ МПа). Таким образом, $\delta\sigma$ в интервале напряжений от 15 до 35 МПа изменяется от 2 до 5 МПа, что удовлетворяет неравенству $\delta\sigma < \Delta\sigma$. Близость наибольших значений

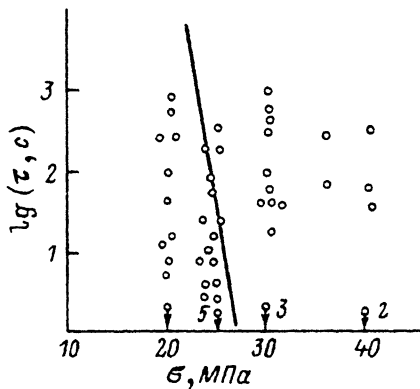


Рис. 6. Долговечность сегнетоэлектрической керамики ЦТС-22 при ступенчатом нагружении.

Разрушение сегнетокерамики ЦТС-22 при ступенчатом нагружении. $T = 293$ К

	σ , МПа					
	15	20	25	30	35	40
n_j	—	1	16	34	44	48
n	—	10	15	10	2	3
n_{\uparrow}	51	40	20	7	5	—

Примечание. n_j — число образцов, разрушившихся до начала выдержки при данном уровне напряжений; n — разрушились во время выдержки при постоянном напряжении; n_{\uparrow} — не разрушились при данном напряжении; $n_0 = n_j + n + n_{\uparrow}$.

$\Delta\sigma$ к $\Delta\sigma = 5$ МПа не сказывается существенно на обработке, так как в этой области напряжений вероятность W очень мала.

Итак, в работе рассмотрены различные варианты проявлений кинетики хрупкого разрушения. Предложены методы их анализа и расчета активационных характеристик хрупкого разрушения, которые могут быть использованы при анализе физической картины разрушения. Эти же данные могут быть использованы и для практического прогнозирования хрупкого разрушения. Прежде всего это относится к случаям разрушения, затрагивающим его статистические аспекты. Например, определение процента брака при массовом изготовлении и механической обработке деталей (в [3] подобный расчет произведен для процесса шлифовки кремниевых пластин), расчет срока службы режущих и абразивных инструментов (в последнем случае можно полагать, что ресурс этих инструментов определяется разрушением большого числа мелких твердых частиц). Различные оценки необходимого числа запасных элементов полупроводниковой или лазерной техники также могут быть произведены на основании результатов настоящей работы.

Однако знание кинетических коэффициентов разрушения может быть полезно не только в вопросах статистики разрушения. Так, например, относительное уменьшение допустимых напряжений вследствие работы деталей или механизмов в условиях длительного или циклического действия нагрузки при больших или переменных скоростях нагружения может быть рассчитано строго после постановки специальных опытов и определения параметров кинетики хрупкого разрушения. Для этого, как было показано в работе, не требуется ни очень длительных испытаний (достаточно ограничиться предельными временами в несколько часов), ни очень большого количества образцов (их число в зависимости от задачи может составлять от нескольких десятков до одной-полтора сотен). Конечно, в настоящей работе описан простейший случай действия одного механизма разрушения и одного механизма релаксации в заданном интервале изменения внешних условий, куда входит и тот интервал, на который экстраполируются результаты эксперимента. Однако представляется несложным распространить описанный подход и на случай, когда параметры разрушения изменяются в некоторых точках исследуемого интервала. Формула (4) остается справедливой для каждого из них, а граничные точки можно получить, последовательно приближаясь к нужному интервалу, например, от интервала, содержащего кратковременную прочность.

Список литературы

- [1] Макклиток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. М.: Мир, 1970. 444 с.
- [2] Уэствуд А., Пиккенс Дж. // Атомистика разрушения. М.: Мир, 1987. С. 7—34.
- [3] Солнцева И. Ю., Шевченко В. Н., Шпейзман В. В. // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1981. В. 10. С. 33—37.
- [4] Реголь В. Р., Слущер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974. 560 с.
- [5] Степанов В. А., Песчанская Н. Н., Шпейзман В. В. Прочность и релаксационные явления в твердых телах. Л.: Наука, 1984. 246 с.
- [6] Шпейзман В. В., Степанов В. А., Жога Л. В. // Проблемы прочности и пластичности материалов. Л.: Наука, 1979. С. 43—55.
- [7] Козачук А. И., Солнцева И. Ю., Степанов В. А., Шпейзман В. В. // ФТТ. 1983. Т. 25. № 7. С. 1945—1952.
- [8] Шпейзман В. В., Вовнобой В. Б., Козачук А. И. // ФХОМ. 1982. № 3. С. 113—117.
- [9] Шпейзман В. В., Жога Л. В., Виноградов О. П. // ФММ. 1979. Т. 47. № 4. С. 843—848.
- [10] Wilkins B. J. S., Reich A. R. // Amer. Ceram. Soc. Bull. 1972. V. 51. N 5. P. 406.
- [11] Freeman C. J. // Philos. Mag. 1946. V. 37. N 275. P. 855—862.
- [12] Жога Л. В., Козачук А. И., Степанов В. А., Титовец Ю. Ф., Шпейзман В. В. // ФТТ. 1979. Т. 21. № 11. С. 3310—3316.
- [13] Витман Ф. Ф., Златин Н. А., Иоффе Б. С. // ЖТФ. 1949. Т. 19. № 3. С. 315—326.
- [14] Jakus K., Соупе D. С., Ritter J. H. Jr. // J. Mat. Sci. 1978. V. 13. N 7. P. 2071—2080.
- [15] Павлов П. А., Николаева И. П. // Проблемы прочности. 1980. № 7. С. 63—66.

- [16] Гогоци Г. А. // Препринт. Киев, ИПП, 1983. 66 с.
- [17] Бетехтин В. И., Зарипов А., Бахтибаев А. Н., Иванов С. А. // Проблемы прочности. 1977. № 1. С. 71—76.
- [18] Kinsman K. R., Govila R. K., Beardmore P. // Deformation of Ceramic Materials. Plenum, N 4, 1975. P. 465—482.
- [19] Джонсон О., Гиббс П. // Разрушение твердых тел. М.: Металлургия, 1967. С. 122—145.

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе РАН
Санкт-Петербург

Поступило в Редакцию
18 февраля 1992 г.
В окончательной редакции
16 марта 1992 г.