

# 陶瓷与陶瓷基复合材料的疲劳研究进展

詹国栋 张以增 周洋

华中理工大学机二系, 武汉(邮政编码430074)

**摘要** 本文以相变增韧陶瓷的疲劳为重点, 对最近10年来国内外陶瓷与陶瓷基复合材料的疲劳研究情况作了简要的评述, 并对进一步研究提出了一些建议。

**关键词** 陶瓷基复合材料; 疲劳; 静疲劳; 循环疲劳; 力学性能

## 1 前言

陶瓷基复合材料(CMC), 一般是指颗粒增韧、纤维及晶须增韧陶瓷材料<sup>[1]</sup>。常规陶瓷材料虽然比金属材料轻、热膨胀小, 能耐高温、耐腐蚀、耐磨损, 但比较脆, 可靠性差。与常规陶瓷材料相比, 陶瓷基复合材料具有较高的断裂韧性、抗热振性和抵抗冲击的性能。其应用范围可望发展为高效热交换器、汽车发动机、宇宙飞行器、核聚变反应堆等高科技产业的材料, 受到世界各国的重视。

传统上, 衡量结构陶瓷材料性能优劣的主要指标是强度, 其次是韧性。但是, 研究发现, 陶瓷材料在低于断裂韧性  $K_{Ic}$  的应力强度因子作用下, 会发生亚临界裂纹扩展, 由此导致陶瓷部件在低于材料强度的应力下破坏。这种现象在60年代即已发现, 并针对用于航天器窥视窗的玻璃材料进行了研究<sup>[2]</sup>。在其后的10多年中, 陶瓷材料裂纹亚临界扩展与疲劳特性的研究并未取得很大的发展。其主要原因在于, 陶瓷材料在结构部件上尚未得到广泛的应用; 另一个主要原因是“陶瓷材料对疲劳不敏感”这一传统观念尚未被打破, 人们以为陶瓷材料大多是钙钛矿(perovskite)型结构, 很难有位错运动, 缺乏塑性变形能力, 而塑性变形对金属疲劳却起了十分重要的作用。我们知道, 在加载时, 塑性变形使金属中疲劳裂尖钝化, 从而可以稳定裂纹不再扩展, 或者减慢裂纹向前扩展; 卸载时, 塑性变形能使裂尖重新尖锐化, 从而为下一循环载荷下的裂纹扩展作好准备。由于陶瓷材料缺乏这种塑性变形能力, 于是便认为这种材料无疲劳可言。在70年代中期, 日本和法国的一些学者进行过陶瓷材料的循环疲劳试验研究, 根据上述观点他们得出结论, 认为失效并不是由于循环载荷所引起的疲劳, 而是由于环境介质如空气中的水分, 逐步降低裂尖地区的断裂抗力, 从而发生了类似静载荷下的应力腐蚀过程而导致失效的。为了与循环载荷下发生的、真正力学意义的疲劳有所区别, 他们把陶瓷的这种破坏行为称为“静疲劳”<sup>[3]</sup>。意思是说, 这种疲劳与载荷的循环效应没有多少关系。这样的观点当时颇占上风, 虽然英国的一些学者曾认为陶瓷有疲劳<sup>[4,5]</sup>, 但美国

的一些学者却认为没有<sup>[6]</sup>，因此使得陶瓷材料的疲劳研究沉寂了好多年。材料研究者的注意力主要局限于如何提高其韧性。

1986年之后，陶瓷材料的疲劳特性成为力学性能研究的热点。特别是美国和日本的一些学者在真空条件下也发现陶瓷材料的疲劳裂纹稳定扩展<sup>[7,8]</sup>，陶瓷材料的循环疲劳研究再次成为材料性能研究的重点。其工程背景是高性能陶瓷材料在结构部件上日益广泛应用，使得如何评价这些部件的寿命与可靠性成为迫切需要解决的问题。目前，对陶瓷疲劳特性的研究主要集中在美国、日本、澳大利亚等几个国家。我国科学工作者对陶瓷疲劳特性的研究起步较晚，已见诸报道的研究工作很有限。这与我国的以陶瓷发动机为标志的高性能瓷陶的制备水平极不相称。在我国，高性能陶瓷尚未形成商品化生产，而高性能结构陶瓷的研制基本上属于化学工程的范畴，由此造成科学工作者难以涉足陶瓷疲劳这一涉及力学、物理学、硅酸盐化学等几个学科领域。

## 2 陶瓷与陶瓷基复合材料的疲劳特性

用陶瓷材料制造机械构件时，必须了解它的长期耐用性。金属的蠕变、高周疲劳、低周疲劳等已研究得很多，而陶瓷这方面工作开展得很少。

陶瓷疲劳的含义与金属有所不同。金属疲劳主要是指在长期交变载荷作用下材料耐用应力下降及破坏行为。而陶瓷的疲劳包含以下两方面的含义：静疲劳是指材料在受到低于其断裂强度的静载荷作用下，材料的耐用应力随时间下降的现象；而循环疲劳则是指在循环载荷作用下材料的耐用应力随时间下降的现象。循环载荷可以是拉-压、拉-拉、压-压载荷。不过，在过去，疲劳这个术语用于陶瓷是指静载下的慢速裂纹扩展，而动态疲劳则是指一次加载下依赖于应力速率的失效。

金属疲劳时，局部的塑性变形起了很大的作用。这种反复的局部塑性变形使疲劳载荷下的最大作用应力远小于材料的强度极限甚至小于屈服极限。陶瓷静疲劳破坏时，以慢速裂纹扩展为主要原因。循环加载疲劳尚处在研究阶段，一般认为与陶瓷材料在循环载荷下引起的不可逆损伤有关。

2.1 静疲劳 静疲劳是人们较早认识到的一种材料破坏形式<sup>[9]</sup>，因而对它的研究也就比较深入。一般认为，陶瓷产生静疲劳破坏的主要原因是材料内裂纹的慢速长大。在静应力作用下，材料中逐渐出现微裂纹，随着时间的延长，微裂纹缓慢长大，当其达到临界尺寸时，材料发生失稳破坏。

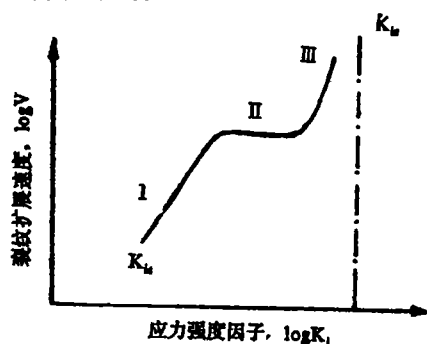


图1 裂尖应力强度因子与裂纹扩展速度关系曲线

研究表明<sup>[10]</sup>，材料中的慢速裂纹长大实际上是一种应力腐蚀过程。空气中的水分及其他腐蚀介质不断对应力作用下的材料的微裂纹进行腐蚀，使原子键受到破坏，降低了裂尖部位抵抗断裂的能力，使得其微裂纹逐渐长大。作用于微裂纹的应力强度因子与微裂纹扩展速度之间的关系可用图1表示<sup>[11]</sup>。

由图1可知，当裂尖应力强度因子  $K_I$  大于产生应力腐蚀的临界值  $K_{I0}$  时，裂纹开始扩展。随着应力强度因子由小到大的变化，裂纹扩展速度可分为3个阶段，在不同的阶段裂纹扩展由不同的因素控制，因

而扩展速度不同。第1阶段为起始扩展阶段,这一阶段中,应力腐蚀的速度控制了裂纹扩展速度。第2阶段为稳定扩展阶段,水分的扩散速率控制了这一阶段的裂纹扩展速度,因而扩展速度与 $K_I$ 无关。第3阶段为加速扩展阶段,腐蚀反应时,由于材料内部缺陷等原因裂纹很快产生扩展,最后当 $K_I$ 达到材料的断裂韧性 $K_{Ic}$ 时,裂纹失稳扩展,材料断裂。

2.2 循环疲劳 陶瓷材料易发生应力腐蚀效应使得循环疲劳通常被裂纹慢速扩展现象所掩盖,因而人们有很长一段时间不能确定陶瓷材料究竟是否有循环疲劳效应。直至最近2—3年内,美国和日本的一些学者在真空条件下进行陶瓷疲劳的研究,发现在真空条件下也有疲劳裂纹的稳定扩展,陶瓷材料的疲劳才引起人们的极大关注。

实际上,在脆性陶瓷中真正为力学疲劳效应的证据已存在很长时间<sup>[12]</sup>,但是尽管这样,人们还是普遍认为在循环载荷下陶瓷材料的失效不是由于循环载荷所引起的,而是由于类似于静载下的应力腐蚀导致失效的。导致这些观点的原因有2个:其一是此类材料存在“静疲劳”现象;其次,是陶瓷太脆,疲劳试验一作就坏,很难测出裂纹长度 $a$ 随载荷因数的变化 $da/dN$ 与载荷水平的关系。

例如,在70年代中期,Evans等人<sup>[3]</sup>研究了 $Si_3N_4$ 、瓷器和玻璃的循环载荷下的裂纹扩展,然而,分析这些裂纹扩展数据得出结论认为所观察到的循环裂纹扩展现象主要是由应力腐蚀开裂所致。同时,这些结论也被下面所观察到的事实所支持<sup>[13]</sup>,即测得的裂纹扩展速率不依赖于外加载荷的频率。除上述直接进行裂纹扩展速率测量外,为了证实陶瓷材料是否有疲劳效应,当时人们也通过比较在静载和循环载荷下的失效寿命来研究,尽管大部分研究中都观察到强度随时间下降的现象,但静载下的寿命与循环载荷下的寿命相差不大,甚至有的静载下的寿命低于循环载荷下的寿命。因此认为陶瓷材料不存在类似于金属所观察到的真正疲劳现象。最近的研究结果改变了上述观念。很多人用不同的方法和材料证实了陶瓷材料存在力学意义的疲劳,且它不依赖于环境因素。

例如,人们通过在循环弯曲载荷和旋转弯曲载荷对 $Si_3N_4$ <sup>[14]</sup>,Mg-PSZ<sup>[15]</sup>和 $Al_2O_3$ <sup>[16]</sup>进行了疲劳寿命的测量;在Mg-PSZ<sup>[17]</sup>, $Al_2O_3$ -SiC复合材料中<sup>[18]</sup>用重复拉伸载荷的方法进行了裂纹扩展速率的测量;以及用紧凑拉伸试样对粗晶 $Al_2O_3$ <sup>[19]</sup>进行拉-压载荷循环裂纹扩展速率的测量。所有实验结果都表明在各种单质和复合陶瓷中都有重要的疲劳裂纹扩展。

在脆性陶瓷中,疲劳裂纹亚临界扩展的一些可能机理首次由Evans<sup>[3]</sup>提出和讨论过。随后又有其他学者进行了研究。普遍认为它们都依赖于多晶陶瓷的特性以及与在交变应力作用下产生的一些不可逆损伤有关。在循环载荷下任何材料都会引起损伤,只是这些损伤的表现形式和程度有所不同而已。只要在裂尖区内陶瓷材料在卸载时的行为不同于加载时的行为,就会产生不可逆损伤。这种不可逆损伤如同金属疲劳时的不可逆滑移一样,将耗散部分能量,产生循环载荷效应。即使是相当脆的、没有相变增韧的单质陶瓷也会如此。在CMC中这个不可逆损伤可以有多种表现形式。如裂纹面的粗糙不平,或者一些碎粒掉进了裂纹面之间,都将引起裂纹闭合效应;而存在着内应力或者马氏体相变,或者有蠕变空穴而形成的微裂纹在加载和卸载时的走向、分岔情况的不同,增强体纤维或晶须拔出的长度不同,纤维(晶须)/基体界面的脱开情况的不同,等等,都将引起不可逆的动态的损伤。

尽管如此,目前对CMC疲劳方面的知识还远远不够,对大多数陶瓷体系和对微观结构

参数与疲劳性能之间的关系的了解还很缺乏。所谓陶瓷疲劳机理仍不很清楚。疲劳寿命的预测方法的研究也很不够。总之，许多问题需要进一步研究。例如，所观察到的疲劳现象能够清楚地与纯静态失效，如由应力腐蚀引起的失效区分开来吗？能否合理地阐明为什么增加了强度和韧性的陶瓷表现出对循环疲劳裂纹扩展和失效的高度敏感性？在脆性陶瓷中一旦疲劳裂纹开始扩展，为什么在循环载荷下不发生突发性的失稳扩展？等等。

### 3 陶瓷与 CMC 的疲劳研究现状及发展趋势

3.1 相变增韧陶瓷的疲劳 相变增韧是利用应力在裂尖区域引起相/晶体结构变化从而改变裂尖的应力状态。这种情况与金属裂尖产生塑性变形的情况相类似，能改变裂尖应力状态，增加韧性。

在含有四方  $ZrO_2$  和  $HfO_2$  相的材料中，受拉伸应力作用，四方相颗粒将转变为单斜相结构，相变的结果将伴随产生体积膨胀和剪切应变。这种体积膨胀使局部产生压应力，从而降低作用在裂尖的应力强度因子。利用相变增韧的陶瓷有 Mg-PSZ (氧化镁部分稳定氧化锆)、Ce-TZP (氧化铈稳定氧化锆四方多晶体)、Y-TZP (氧化钇稳定氧化锆四方多晶体)、ZTA (氧化锆增韧氧化铝) 等。

美国加州大学的 Dauskardt 等人<sup>[17]</sup>首次在 Mg-PSZ 中发现循环疲劳裂纹扩展的直接证据。他们通过在拉-拉循环载荷下对 Mg-PSZ (9mol% MgO) 的亚临界裂纹扩展研究，发现 Mg-PSZ 表现出明确的疲劳裂纹扩展且符合幂指数规律，即  $da/dN = A(\Delta K)^m$ ，如图 2 所示。类似于金属的行为，循环裂纹扩展速率同样依赖于循环载荷比  $R$ ，频率  $f$  和应力强度因子范围  $\Delta K$  水平，但在陶瓷中  $R$ ， $\Delta K$  对  $da/dN$  有更大的影响。实验结果发现裂纹扩展是在很低的应力水平下发生，且裂纹扩展速率比由环境引起的恒载下裂纹扩展速率快 8 个数量级。这种结果说明，在相变增韧陶瓷中关于容限损伤寿命预测必须谨慎考虑。

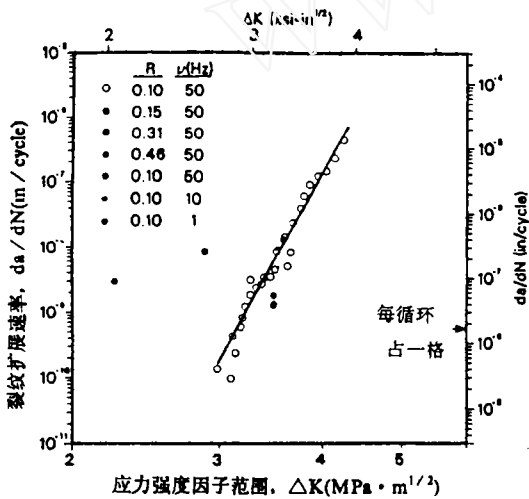


图 2 Mg-PSZ 在循环载荷下的疲劳裂纹扩展

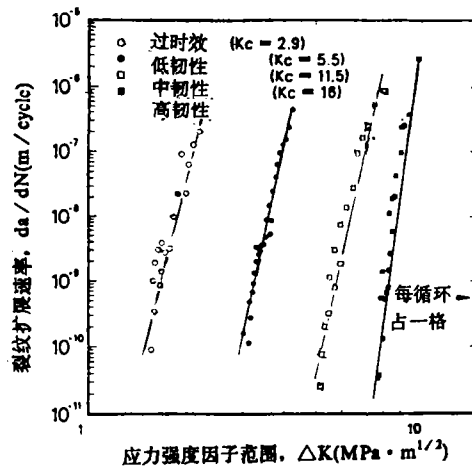


图 3 4 种不同韧性的 Mg-PSZ 的循环疲劳裂纹扩展<sup>[17]</sup>

随后，他们对 Mg-PSZ 进行了更加详细的循环疲劳裂纹扩展机理研究。主要考察了裂纹扩展速率对断裂韧性、环境、贯穿厚度约束以及可变幅值循环载荷系列（即后过载行为）的

依赖关系。结果表明,不同韧性的 Mg-PSZ 在惰性气体及潮湿环境中都表现出拉-拉循环载荷下的亚临界裂纹扩展规律<sup>[20]</sup>。不同于增韧行为,扩展速率与试样贯穿约束厚度无关。在可变幅值循环载荷下,裂纹扩展在低-高过载区表现出瞬时加速和在高-低过载区或单一拉伸载荷下的瞬时延滞行为。图 3 是 4 种不同韧性的 Mg-PSZ 在循环载荷下的裂纹扩展速率  $da/dN$  与应力强度因子范围  $\Delta K$  之间关系。

从断裂力学方面来看,裂纹扩展可由于裂纹驱动力的存在而加速也可由于微结构阻力而停滞。这样,裂纹扩展既可通过降低驱动力又可通过增韧来阻止。

增韧可通过增加材料的内在微结构阻力,例如通过提高它的延展性而提高,这种过程称为内韧化机理。但是在很多材料中,增韧的实际来源很不同,它的增韧不是由于微结构阻力引起而是来源于各种外在裂尖屏蔽机理,这种过程称为外韧化机理。在恒载下,裂尖屏蔽导致裂纹扩展驱动力的减小。然而,在循环载荷下,这种影响主要依赖于不同的裂尖屏蔽机理。这样的外在韧化机理可分为裂纹分支和曲折、区域屏蔽、接触屏蔽以及二者共同作用的屏蔽机理。它们对陶瓷的疲劳宏观行为的影响是不同的。裂纹分支和曲折机理能成倍降低 I 型应力强度因子,它们对恒载和循环载荷的裂纹扩展速率有相同的影响。区域屏蔽是由被包围的塑性区或有相变引起的膨胀区或在裂纹前端和后面的微裂纹而引起。对于一定大小的区域,它将降低一定的局部应力强度因子。在循环载荷下,这种机理作用不大。因为即使平均应力强度降低但  $\Delta K$  依然不变。通过楔入引起的接触屏蔽在恒载下可提高局部应力强度因子,但在循环载荷下,通过促进裂纹闭合而减小裂纹扩展驱动力。这就是疲劳裂纹闭合现象的根源,它通过有效地提高  $K_{min}$  而减小  $\Delta K$  大小。由桥接或滑动引起的接触屏蔽无论是恒载还是循环载荷都能减小裂纹扩展驱动力。区域屏蔽与接触屏蔽共同作用也能减小裂纹扩展驱动力。

对于相变增韧陶瓷,区域屏蔽和接触屏蔽机理都将对循环疲劳裂纹扩展速率有影响。裂纹扩展速率  $da/dN$  要用裂尖有效应力强度因子范围  $\Delta K_{tip}$  来关联而不是外加应力强度因子范围  $\Delta K$ , 即

$$\left. \begin{aligned} (K_{tip})_{max} &= K_{max} - K_s \\ (K_{tip})_{min} &= K_{cl} - K_s \\ K_s &= \beta K_{max} \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

式中  $K_s$  为相变增韧屏蔽应力强度因子,  $K_{cl}$  为裂纹闭合时的应力强度因子,  $\beta$  为一常数。

假定最初裂纹闭合发生在  $K_{cl} = K_s$  之时, 则

$$\begin{aligned} \Delta K_{tip} &= K_{max} - K_s \\ \therefore da/dN &= A(\Delta K_{tip})^m \end{aligned} \quad (2)$$

对于 4 种不同韧性的 Mg-PSZ 都有  $A = 3.5 \times 10^{-16} m^{(1-n/2)} \cdot \text{cycle}^{-1} \cdot \text{MPa}^{-n}$  和幂指数  $m = 22$ 。对于金属材料,一般  $m = 3-4$ ,  $A = 10^{-23} - 10^{-35}$ , 这里  $A$  值是用  $m$ , MPa 为单位的。因此,陶瓷材料的  $da/dN$  要比金属快得多,裂纹一旦扩展就比较快地断裂。

裂纹扩展速率也可由稳态断裂韧性  $K_0$  来归一化, 即

$$K_s = K_0 + K_s = K_0 / (1 - \beta) \quad (3)$$

式中  $K_0$  为无相变增韧时基体的断裂韧性。

$$\therefore \Delta K = K_{max} (1 - R)$$

$$\therefore \Delta K_{tip} = \frac{K_0}{1-R} \cdot \frac{\Delta K}{K_c} \quad (4)$$

故 
$$da/dN = A \frac{K_0^n}{(1-R)^n} \cdot \left(\frac{\Delta K}{K_c}\right)^n \quad (5)$$

Steffen 等人<sup>[21]</sup>也研究了 Mg-PSZ 陶瓷, 特别考察了裂纹大小对疲劳的影响。结果表明, 长裂纹扩展速率符合幂指数规律, 随  $K_c$  的提高,  $da/dN$  减慢, 且所有不同韧性的 Mg-PSZ 的  $\Delta K_{TH}$  值约为其  $K_c$  的一半。自然产生的短裂纹的  $da/dN$  是在比  $\Delta K_{TH}$  小得多的  $\Delta K$  值下发生, 且类似于金属, 增长速率出现负的对  $K$  的依赖关系并且对外加应力水平很敏感 (图 4)。从图 4 可看出, 短裂纹扩展数据分散性很大。

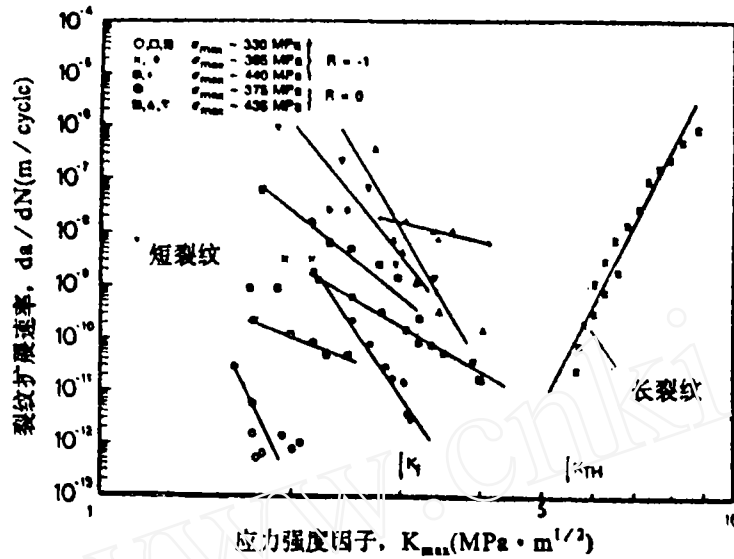


图 4 Mg-PSZ 的长、短裂纹扩展的异同

他们认为陶瓷材料中短裂纹的影响主要来源于受限制的裂尖屏蔽的影响, 正如金属中裂纹闭合程度的降低对短裂纹的影响一样。因为很多高级陶瓷是由屏蔽机理增韧的, 所以研究短裂纹的影响非常重要。特别是在结构可靠性评估、寿命预测及损伤容限设计中考虑短裂纹的影响, 是未来陶瓷疲劳研究的发展趋势。

循环应力诱导短裂纹扩展的现有观察结果对陶瓷材料的结构设计提出了一个新的问题。在金属结构的安全-临界应用中, 容限损伤方法经常采用综合考虑裂纹扩展速度-应力强度因子曲线 ( $v/K$  曲线) 来估计材料从起始缺陷到最终失效的时间或循环次数。虽然这种  $v/K$  数据现在也可用于很多陶瓷和 CMC, 但是这种方法应用于实际还是很困难的。因为对陶瓷材料而言,  $da/dN$  有一个依赖于  $\Delta K$  的很大的幂指数  $m$ 。它表明, 估计寿命与幂指数很大的外加应力的倒数成正比。例如, 对承受交变应力  $\Delta\sigma$  的缺陷构件,

$$K = Q'\sigma\sqrt{\pi a}, \quad da/dN = C(\Delta K)^m \quad (m \neq 2) \quad (6)$$

$$N_f = \left\{ \frac{2}{[(m-2)C(\Delta\sigma Q')^m \pi^{m/2}] \right\} [a_0^{-(m-2)/2} - a_c^{-(m-2)/2}] \quad (7)$$

对于金属  $m=2-4$ , 在  $\Delta\sigma$  不变下  $m$  增大 1 倍则预测寿命将降低大约 1 个数量级, 然而对于陶瓷材料,  $m$  一般为 20, 甚至可达到 100, 这意味着寿命对应力水平的极度敏感 (载荷

增减 1 倍将导致寿命降升 6—30 个数量级!)

因此,可行的方法是考虑  $\Delta K_{TH}$  (在小于该值下裂纹扩展假定是休眠的)重新定义临界裂纹尺寸。裂纹起始准则应是以  $\Delta K_{TH}$  作为有效断裂韧度,而不再是  $K_{Ic}$ 。然而基于目前短裂纹及其他数据,这种方法也可能还是不够谨慎的。

最近,由 Stump 和 Budiansky<sup>[22]</sup> 研究相变增韧分析表明,相变的存在实际上促进短裂纹的形成(通过减小裂纹起始应力),直至裂纹扩展时裂尖前端相变区才提供屏蔽,从而原先的相变材料遗留在后面的裂纹面的结合处,导致  $K_{Ic}$  增大。当裂纹扩展速率增加至在裂纹后面形成稳态相变区(长度约为宽度的 5 倍)时,长裂纹扩展行为就发生了。

大多数(并不是全部)报道的疲劳数据都是在室温下测量的,但在大多数应用中温度将高达 800°C,因此高温疲劳研究十分重要。Davidson 等人<sup>[23]</sup> 研究了 Mg-PSZ 在高温下裂尖微观力学特征,发现 Mg-PSZ 在高温下也表现出门槛值应力强度因子和裂纹闭合现象,但稳定裂纹扩展区域在高温下很窄。

Tsai 等人<sup>[24]</sup> 对 Ce-TZP 陶瓷材料疲劳裂纹扩展进行了研究,实验结果发现 Ce-TZP 与 Mg-PSZ 疲劳裂纹扩展有许多不同之处。例如, Mg-PSZ 的  $\lg(da/dN)-\Delta K$  图形表现出比较大的指数 ( $m=21-42$ ) 的单一线性阶段,它没有明确的疲劳门槛值,而 Ce-TZP 则表现出高度的非线性曲线和意义明确的  $\Delta K_{TH}$  值,最小应力强度因子指数  $m$  为 8—11。另外在 Mg-PSZ 和 Ce-TZP 中最重要的区别是裂尖相变区的形状不同。在 Mg-PSZ 中相变区形状近似半圆形,这样的形状与有一个剪切/膨胀屈服临界值是一致的。而 Ce-TZP 则是细长的相变区,它与聚合物相似。至于为什么 Ce-TZP 相变区是这样的形状目前还不十分清楚。有实验表明细长相变区形状与相变自动催化性质有关。对 Ce-TZP 短裂纹及高温疲劳裂纹目前研究不够,尚需进一步研究。

Liu 等人<sup>[25]</sup> 研究了 Y-TZP 陶瓷的疲劳裂纹扩展规律。与其他人不同,他们在实验中发现  $da/dN$  强烈地依从  $K_{max}$  和  $\Delta K^2$ 。他们认为,

$$da/dN = A' K_{max}^{m-2} \Delta K^2, \text{ 对 Y-TZP, } m=21 \quad (8)$$

这个公式与常规的 Paris 公式不同,它对了解疲劳裂纹扩展机理提供了重要线索。从力学观点看,对  $\Delta K^2$  的依赖关系是裂尖塑性变形的标志,因为循环塑性变形大小与 CTOD (裂尖张开位移) 有相同的依赖关系。他们认为对 Y-TZP 疲劳机理可能是塑性变形控制机理(很可能是微裂纹)。他们进一步把试验参数与材料参数结合起来,推导出

$$da/dN = B (K_{max}/K_{Ic})^n [\Delta K^2/(\sigma^* E)] \quad (9)$$

式中  $\sigma^*$  为裂尖塑性特征应力,如相变应力、微裂纹应力等;  $n=m-2$ ;  $E$  为弹性模量。对比

$$da/dN = A' K_{max}^{m-2} \Delta K^2 \quad (10)$$

得

$$A' = B/[\sigma^* E (1-R)^n K_{Ic}^n] \quad (11)$$

综上所述,目前对相变增韧陶瓷进行了许多研究,取得了一些令人满意的结果,但是还有很多问题需进一步研究。为了进一步阐明相变增韧陶瓷的精确疲劳机理,还需详细研究微观结构,例如,内在相变的性质,相变程度,在相变区形状的任何变化都可能改变相变屏蔽的程度,来自循环损伤累积的内在韧性变化,诸如在粒子/基体界面上位于裂纹前端的微裂纹的形成等等,以评价循环载荷的影响。

3.2 晶须或纤维增韧陶瓷的疲劳 最近研究表明,晶须<sup>[26]</sup>和纤维<sup>[27;28]</sup>增韧陶瓷基复合材料在室温<sup>[27]</sup>和高温<sup>[29]</sup>下也对力学疲劳损伤敏感。在循环载荷下,使晶须增强陶瓷材料失效所需的外加载荷或应力强度因子远低于静载下亚临界裂纹扩展所需的载荷或应力强度。与晶须增韧陶瓷相比,纤维增韧陶瓷复合材料的疲劳目前研究不多。吴学仁等人<sup>[30]</sup>对纤维增强陶瓷复合材料的疲劳进行了研究,指出值得注意的是在室温和800℃高温下含连续SiC纤维的陶瓷复合材料,其纤维与基体间的界面行为对疲劳起着关键作用。在室温下一般是通过纤维与基体界面的脱落形成多条长裂纹,且纤维对基体裂纹仍起着桥联作用。在高温下比较典型的情况则是由一条I型裂纹主宰。所以把断裂力学参量应用于室温条件下应该谨慎,而在高温下则效果将较好。

实验结果表明,晶须或纤维增强陶瓷基复合材料有比单质陶瓷高得多的 $\Delta K_{TH}$ 和慢得多的裂纹扩展速率。弥散的微裂纹和裂纹分叉及裂纹变形的不可逆性被认为是晶须或纤维增强陶瓷基复合材料力学疲劳的主要原因。

Luh等人<sup>[31]</sup>研究了连续纤维增强LAS玻璃陶瓷复合材料在拉-压循环载荷下短裂纹扩展行为时发现,短裂纹的疲劳裂纹扩展速率是依赖于名义(外加) $K_{max}$ 成负的幂指数关系,类似于金属中短裂纹行为。他们利用在裂纹后面未断纤维的桥接裂纹模型来估计LAS-SiCf的屏蔽应力强度因子。考虑了有效应力强度因子,便获得所期望的正的幂指数依赖于应力强度因子的关系。即一般来说,短裂纹的 $da/dN$ 与 $\Delta K$ 成负的依赖关系,但用 $\Delta K_{tip}$ 则 $da/dN$ 与 $\Delta K_{tip}$ 成正的幂指数关系。

由上可见,目前对晶须或纤维增韧陶瓷基复合材料的循环疲劳特性的研究还不十分成熟,尚需要进一步研究。为了对疲劳机理进行更为详细的了解还需研究诸如频率、波谱、试验环境及力学参量等对室温和高温下疲劳裂纹扩展速率的影响。我们可以看到,CMC的疲劳破坏固然是材料的一种整体行为,但却与材料的显微组织有密切关系。疲劳裂纹的萌生和扩展取决于材料局部地区的应力状态和组织结构,尤其是裂尖以及增强体与基体之间的界面情况。因此为了研究CMC的疲劳机理,采用宏观和微观及力学分析相结合的方法来研究是非常重要的。

#### 4 陶瓷材料循环疲劳试验方法

陶瓷材料疲劳在很多方面诸如试验方法、裂纹扩展速率的测量、裂纹闭合应力强度因子 $K_{cl}$ 的测量等都不同于金属疲劳的特点,值得注意。

4.1 预制裂纹 测定陶瓷材料循环疲劳裂纹扩展速率的方法类似于金属材料,即可采用高分辨率、计算机控制、自动电伺服疲劳试验机。一般采用几个mm厚的紧凑拉伸(CT)试样。这些试样要预制大约3mm长的贯穿厚度的起始裂纹。

预制起始裂纹对陶瓷材料的疲劳是非常重要的。尽管有采用循环压应力预制起始裂纹的方法,但大多数情况下此种方法不太可靠。比较可行的办法是采用楔形起槽器预制起始裂纹。即采用频率为50Hz的正弦波及应力比为0.1的载荷,直至能检测到任何程度的裂纹扩展时即停止加载。

4.2 裂纹长度的监测 用光学方法测量陶瓷材料的裂纹扩展长度是很困难的。因为它的张开位移非常小,必须放大才能测量。用传统的电势方法测量陶瓷材料也是行不通的,因为陶瓷材料不导电。因此测量陶瓷材料的裂纹长度一般是通过蒸发大约0.1 $\mu$ m厚的NiCr薄



膜到陶瓷试样的侧面(图5)。对于陶瓷材料,裂纹长度必须用放大倍数能检测大于 $5\mu\text{m}$ 的高倍镜连续测量。

4.3 裂纹闭合效应的测量 裂纹闭合效应的测量方法类似于金属材料。为了连续测量裂纹闭合载荷,通常在试样的后面安置一个高分辨率的应变计(图5)。根据裂纹表面接触所引起试样柔度变化即可计算出 $K_{cl}$ 。

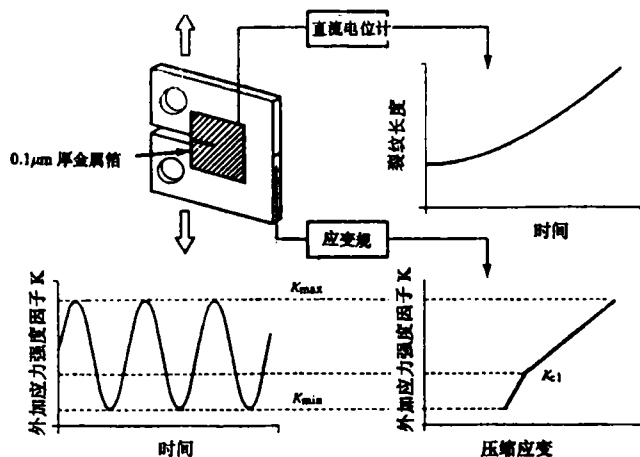


图5 测量裂纹扩展速率的实验构图

4.4 试验程序 一般地,陶瓷材料循环疲劳试验方法类似于金属材料。测定循环疲劳裂纹扩展速率可按 ASTM 标准 E647-86A。裂纹扩展速率测定范围是从 $10^{-11}\text{m/cycle}$ 到 $10^{-5}\text{m/cycle}$ 之间。可用手工或计算机控制 $K$ 递增或递减,改变 $K$ 的梯度大约为 $0.08\text{mm}^{-1}$ 。

4.5 陶瓷疲劳断口形貌的观察 观察陶瓷材料的疲劳断口形貌可用扫描电子显微镜(SEM)。实验发现,陶瓷材料的疲劳断口类似于恒载下的过载失效断口。

## 5 结束语

对陶瓷及陶瓷基复合材料的疲劳特性研究必须注意以下几点:

①在材料,特别是新型材料的研究与发展中必须对其力学性能给予高度重视。要使CMC能够作为一种工业上获得实际应用的材料,除了要研究制粉、成型、烧结等配制成份工艺以外,还要研究这种材料的力学性能,了解其力学行为的机理,以便正确评价这种材料的使用特性和应用范围。

②必须重视新材料的试验和评价技术。与现有金属材料相比,绝大多数材料呈现极为复杂的力学行为,如强烈各向异性、纤维与基体的桥联、裂纹偏转等。这些问题给材料力学性能试验带来了一系列新问题,有待于力学工作者与材料工作者去解决。

③加强力学工作者与材料工作者之间的交流与合作。因为CMC的疲劳涉及多学科交叉领域,只有加强多方面合作才能深入了解其机理。

## 参 考 文 献

- 1 王俊奎,周施真. 复合材料学报, 7, 4(1990): 1-8
- 2 Wiederhorn S M, et al, *J. Am. Ceram. Soc.*, 53, 2(1970): 543

- 3 Evans A G, et al. *Metall. Trans.*, **5A**, 27(1974): 1320
- 4 Sarker B K, et al. *Trans. Br. Ceram. Soc.*, **69**, 1(1970): 199
- 5 Guin F. *J. Mater. Sci. Lett.*, **13**, 8(1977): 1357
- 6 Sedacek R, et al. in *Structural Ceramics and Testing of Brittle Materials* (ed Acguaviva S J, et al). Plenum, N. Y. (1976)
- 7 Reece M J, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, **72**, 1(1989): 348
- 8 Okazaki M M, et al. *Metall. Trans.*, **22A**, 5(1991): 1425
- 9 Willians L S, et al. *Trans. Br. Ceram. Soc.*, **55**, 5(1956): 725
- 10 Wiederhorn S M, et al. *J. Mater. Sci.*, **17**, 12(1982): 3460
- 11 周敬恩, 金志浩. 非金属工程材料. 西安交通大学出版社 (1987)
- 12 Kossowsky R. *J. Am. Ceram. Soc.*, **56**, 10(1973): 531
- 13 Evans A G. *Int. J. Fract.*, **16**, 6(1980)
- 14 Kawakubo T, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**, 1(1987): 400
- 15 Zelizko V, et al. *J. Mater. Sci.*, **23**, 5(1988): 1077
- 16 Ko H N. *ibid*, **21**, 1(1986): 646
- 17 Dauskardt R H, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, **70**, 10(1987): C-248
- 18 Han L X, et al. *ibid*, **72**, 5(1989): 1233
- 19 Reece M J, et al. *ibid*, **72**, 1(1989): 348
- 20 Dauskardt R H, et al. *ibid*, **73**, 2(1990): 893
- 21 Steffen A A, et al. in *Fatigue 90*, U. K. (1990)
- 22 Stump D M, et al. *Int. J. Solids. Struct.*, **25**, 6(1989): 635
- 23 Davidson D L, et al. *Acta Metall. Mater.*, **39**, 6(1991): 1319
- 24 Tsai J F, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, **73**, 10(1990): 2992
- 25 Liu S Y, et al. *ibid*, **74**, 6(1991): 1026
- 26 Suresh S, et al. *ibid*, **72**, 3(1989): C-158
- 27 Prewo K M. *J. Mater. Sci.*, **22**, 10(1987): 2695
- 28 —. *ibid*, **24**, 8(1989): 1373
- 29 Holmes J W, et al. in *Symp. on High Temperature Composite Technology* Publishing Company, Lancaster, PA (1989)
- 30 吴学仁, 颜鸣皋. 材料工程, 1(1992): 1
- 31 Luh E Y, et al. *J. Mater. Sci. Lett.*, **26**, 9(1990): 719

## THE RESEARCH DEVELOPMENT OF FATIGUE STUDIES OF CERAMICS AND CERAMIC MATRIX COMPOSITES

Zhan Guo-dong Zhang Yi-zeng Zhou Yang

Mechanical Engineering Department II, Huazhong University of Science and Technology,  
Wuhan, 430074

**Abstract** This paper provides a brief overview of research progress during the last decade in fatigue of ceramics and ceramic matrix composites (CMC). Primary emphasis is given to cyclic fatigue of transformation toughened ceramics. Some suggestions are made for further investigation.

**Keywords** *ceramic matrix composites; fatigue; static fatigue; cyclic fatigue; mechanical properties*