

文章编号: 1000-324X(2002)01-0096-09

陶瓷材料压痕韧性的统计性质

龚江宏, 关振铎

(新型陶瓷与精细工艺国家重点实验室, 清华大学材料科学与工程系, 北京 100084)

摘 要: 采用直接压痕法测定了钠钙硅酸盐玻璃和一种 TiC 颗粒增强 Al_2O_3 复合材料的断裂韧性. 研究表明, 在同一压痕压制荷载下测得的同一种材料的压痕韧性呈现出较大离散性, 可以采用 Weibull 分布加以较好地描述. 对两种材料的试验数据的对比分析指出, 压痕韧性测试值的离散性反映了材料显微结构的不均匀性对材料局部裂纹扩展阻力的影响. 基于这一分析, 本文建议采用直接压痕法测定材料断裂韧性时, 应尽可能增大试验量, 从而对压痕韧性测试结果的统计性质作出完整描述.

关 键 词: 压痕; 断裂韧性; Weibull 分布; 钠钙硅酸盐玻璃; 氧化铝

中图分类号: TB 301 **文献标识码:** A

1 引言

在应用压痕裂纹研究陶瓷力学行为的各种技术中, 最有争议的应该是测定断裂韧性的直接压痕技术. 这一技术起源于 1957 年 Palmqvist 的经典性工作^[1], 但真正得到普遍应用却是从 20 世纪 70 年代末期开始的. 从 Evans 和 Charles^[2] 提出第一个可以直接用于通过表面压痕裂纹尺寸计算断裂韧性的经验公式开始, 直接压痕法测定陶瓷材料断裂韧性的可靠性问题就一直为学术界所关注. 为改善直接压痕法的测试精度, 学者们陆续提出了几十个不同的经验计算公式^[3~9], 而这众多的经验公式的适用范围又成为关于压痕法的新一轮争论的焦点^[10~15]. 值得注意的是, 迄今为止的关于压痕法可靠性的所有研究似乎都忽略了材料显微结构对测试结果的影响问题. 压痕裂纹的尺寸通常为几十或几百微米. 尽管在宏观上陶瓷材料可以近似处理为一个均匀连续的弹性体, 但是在一个与压痕裂纹尺寸相当的尺度范围内, 其显微结构不均匀性则有可能十分显著. 因而可以想象, 在实际测试过程中, 试样不同位置压制的压痕裂纹的尖端将有可能遭遇到不同的显微结构特征, 相应地, 压痕裂纹的最终尺寸也会有所不同. 这就使得所测得的压痕韧性值可能会呈现一定的离散性. 事实上, 在文献报道的数据中, 这种数据离散性的例子比比皆是. Ritter 等人^[16] 曾经报道了对钠钙硅酸盐玻璃进行 Vickers 压痕实验所得到的结果, 对于在 9.81N 荷载下压制的压痕裂纹, 其尺寸的变异系数 (即均方差与平均值之比) 高达 14.4%. 在对几种多晶 Al_2O_3 陶瓷进行的实验中, Franco 等人^[17] 所得到的 Vickers 压痕裂纹尺寸的变异系数基本上也都在 10% 以上. 从统计学角度考虑, 如此之大的变异系数至少会对由 5~10 个重复性实验所获得的平均值的可靠性产生显著的影响. 而从材料评价角度考虑, 如此大的变异系数则可能意味着显微结构不均匀性对测试结果的影响是不容忽略的.

收稿日期: 2000-12-25, 收到修改稿日期: 2001-02-26

作者简介: 龚江宏 (1965-), 男, 博士, 副教授.

基于上述考虑, 本文试图通过对两种典型材料的压痕实验数据进行的统计分析, 就压痕韧性的统计性质进行初步的探讨.

2 实验

2.1 材料的选择

研究采用的两种材料分别为钠钙硅酸盐玻璃和 TiC 颗粒增强 Al_2O_3 复合材料. 其中, 钠钙硅酸盐玻璃直接由市场购得, 这种材料本身所具有的表面光洁度使得无需对其进行抛光处理就可以直接用于压痕实验. 用于压痕实验的玻璃试样的尺寸约为 50mm 见方、5mm 厚. $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料则由本实验室采用热压烧结技术制备. 复合材料中 TiC 颗粒的添加量为 30wt%, TiC 颗粒的平均尺寸为 $6.8\mu\text{m}$. 用于压痕实验的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料试样尺寸约为 4mm 宽、3mm 高、20mm 长. 用电木粉将试样镶嵌为半径约为 30mm 的圆饼状后, 对其中的一个 $4\text{mm}\times 20\text{mm}$ 表

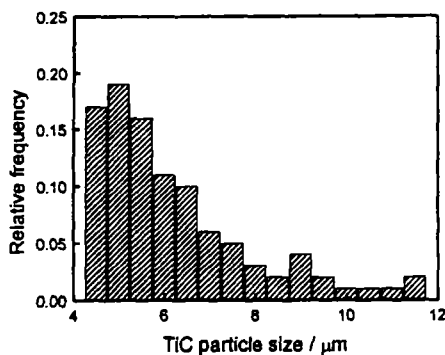


图 1 TiC 颗粒增强 Al_2O_3 复合材料中 TiC 颗粒尺寸分布

Fig. 1 Distribution of TiC particle sizes in the TiC/ Al_2O_3 composite

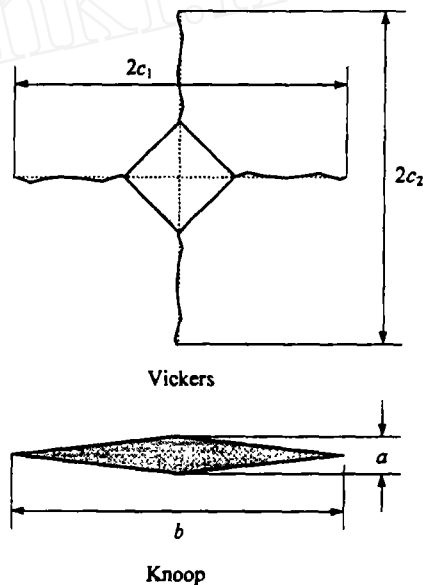


图 2 压痕裂纹示意图

Fig. 2 Illustrations of the indentation cracks

面进行了抛光处理以获得一个光亮如镜、适合于进行压痕实验的表面.

选择这两种材料作为研究对象的基本考虑是: 首先, 大量的压痕实验已经证实^[18,19]在钠钙硅酸盐玻璃中引进的 Vickers 压痕裂纹具有较为理想的几何对称性, 属于发育较为完善的半饼状裂纹类型, 而最近对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料进行的研究^[20]表明, 在不小于 49N 的荷载下压制的压痕裂纹也表现为半饼状类型. 这就使得我们可以避开裂纹形状对压痕韧性测试结果的影响问题, 直接采用 Anstis 等人^[4]提出的适用于半饼状压痕裂纹系统的公式进行压痕韧性计算. 其次, 钠钙硅酸盐玻璃是陶瓷材料力学行为研究中经常采用的一种典型材料, 其显微结构较为均匀; 而 TiC 颗粒增强 Al_2O_3 复合材料则是一种显微结构均匀性较差的材料. 图 1 给出了在扫描电镜下观察 TiC 颗粒增强 Al_2O_3 复合材料抛光表面所得到的 TiC 颗粒尺寸分布直方图, 可以看出, TiC 颗粒尺寸呈现出较大的离散性. 因此, 对这两种材料的实验结果进行的直接对比可望就显微结构对压痕韧性测试的影响进行一些定性的讨论.

2.2 压痕实验

玻璃试样的压痕实验采用的荷载分别为 4.9, 9.8, 19.6, 49 和 98N. 其中 4.9, 9.8 和 19.6N 三个荷载下的实验在 HVA-5 型低负荷硬度计(宁夏材料试验机厂)上进行, 49 和 98N 下的实验在 HV-120 型维氏硬度计(山东掖县材料试验机厂)上进行. 在每一个荷载下分别压制了 50 个具有较好对称性的压痕裂纹, 测定了各压痕两条对角线方向上形成的裂纹的长度 $2c_1$ 和 $2c_2$ (见图 2). 为防止实验过程中压痕裂纹发生环境诱导的亚临界扩展^[4], 在压制每一个压痕之前, 均在硬度压头涂敷了一层硅油.

$\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料试样的压痕实验采用的荷载分别为 49, 98, 196 和 294N, 均在 HV-120 型维氏硬度计上进行. 在每一个荷载下分别压制了 30 个具有较好对称性的压痕裂纹, 测定了各压痕两条对角线方向上形成的裂纹的长度 $2c_1$ 和 $2c_2$.

上述压痕实验中采用保荷时间均为 15s.

此外, 还对两种材料分别用 33.77N 荷载各压制了 5 个 Knoop 压痕, 测定了各压痕的长对角线尺寸 b 和短对角线尺寸 a (见图 2), 而后根据 Marshall 等人提出的经验公式^[21]

$$\frac{a}{b} = \frac{1}{7.11} - 0.45\left(\frac{H}{E}\right) \quad (1)$$

获得了计算压痕韧性所需的材料参数 E/H (其中 E 为材料的弹性模量, H 为材料的硬度). 对于钠钙硅酸盐玻璃, $E/H = 12.725$; 对于 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料, $E/H = 27.397$.

3 实验结果分析

采用 Anstis 等人^[4]提出的如下公式计算压痕韧性 K_C :

$$K_C = 0.016\left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \frac{F}{c^{3/2}} \quad (2)$$

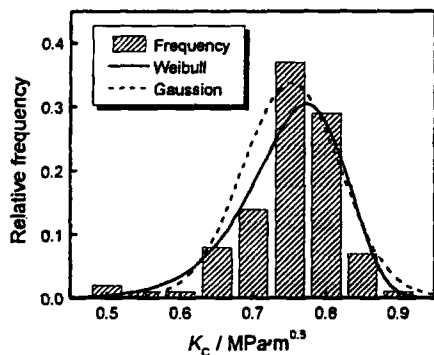


图 3 19.6 N 荷载下测得的钠钙硅酸盐玻璃的压痕韧性直方图及近似的概率密度曲线

Fig. 3 Histogram and probability density functions plots for indentation toughness data measured for soda-lime glass at 19.6 N

钠钙硅酸盐玻璃是早期压痕断裂力学研究中经常使用的一种典型材料, 在绝大多数情况下, Vickers 压痕实验总是能在这种材料的表面引进较为理想的半饼状压痕裂纹构型. 在本研究中, 压痕裂纹引进的成功率 $>90\%$, 也就是说, 压制的每 10 个压痕中, 平均至少有 9 个获得了具有良好对称性的裂纹构型.

式中, F 为压痕压制荷载, c 为压痕裂纹的半长.

在以往的研究^[4,8~11]中, 由式(2)计算压痕韧性时所使用的 c 一般采用同一个压痕所导致的两条径向裂纹尺寸的平均值, 即取 $c = (c_1 + c_2)/2$. 由于本研究的着眼点在于材料显微结构对压痕韧性测试结果的影响, 因此对于每一个压痕, 均将 c_1 和 c_2 分别代入式(2)计算而得到两个 K_C 值. 这样, 在各个压痕压制荷载下, 对于钠钙硅酸盐玻璃, 就得到了 100 个 K_C 值, 对于 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料, 则得到了 60 个 K_C 值.

3.1 钠钙硅酸盐玻璃

钠钙硅酸盐玻璃是早期压痕断裂力学研究中经常使用的一种典型材料, 在绝大多数情况下, Vickers 压痕实验总是能在这种材料的表面引进较为理想的半饼状压痕裂纹构型. 在本研究中, 压痕裂纹引进的成功率 $>90\%$, 也就是说, 压制的每 10 个压痕中, 平均至少有 9 个获得了具有良好对称性的裂纹构型.

图 3 为在 19.6 N 荷载下对玻璃试样测得的 100 个 K_C 值的分布直方图. 可以看出, 测试结果呈现出了较大的波动. 这 100 个数据中的最小值为 $0.52\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$, 最大值为 $0.88\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$, 平均值为 $0.75\pm 0.07\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$. 100 个数据的变异系数为 9.3%, 低于 Ritter 等人^[16]所报道的结果, 这可能是因为本研究所考虑的数据的数量较多的缘故. 同时示于图 3 的是对这 100 个数据分别按 Gaussian 正态分布和 Weibull 分布进行分析所得到的概率密度曲线. 显然, 与正态分布相比, Weibull 分布似乎更能反映出数据的分布特征, 尤其是直方图两侧低概率密度区的不对称性. 对在不同荷载下测得的其它 4 组 K_C 数据进行的分析也得到了类似的结果.

为证实压痕韧性测试结果服从 Weibull 分布这一假设, 对在 5 个不同荷载下测得的 5 组各 100 个压痕韧性数据分别进行了 χ^2 检验, 结果表明: 在各个荷载下, 这一假设成立的置信度均在 95% 以上. 因此, 可以初步断定, 对于本研究所采用的钠钙硅酸盐玻璃, 在同一压痕压制荷载下测得的压痕韧性值服从 Weibull 分布.

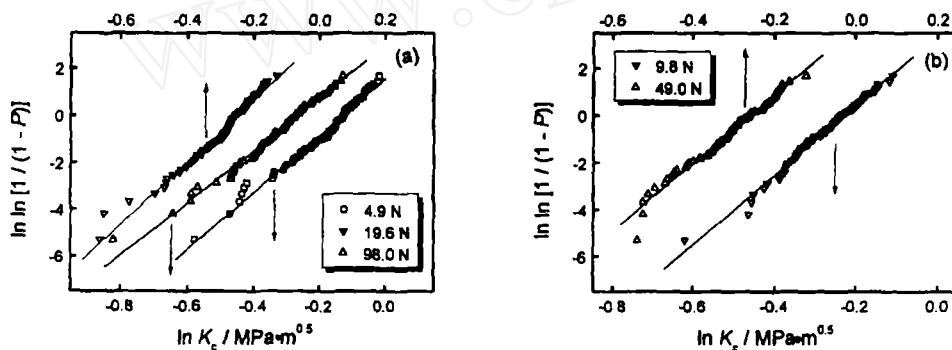


图 4 钠钙硅酸盐玻璃压痕韧性测试值的 Weibull 分布曲线

Fig. 4 Weibull plots of the measured indentation toughness of soda-lime glass

采用最小二乘法对各个荷载下测得的 5 组 K_C 值分别进行了 Weibull 统计分析. 首先, 根据上述分析, 令压痕韧性测试结果服从 Weibull 分布, 其累积概率分布函数可以写成^[22]:

$$P = 1 - \exp\left[-\left(\frac{K_C}{K_0}\right)^m\right] \quad (3)$$

式中的 K_0 和 m 均为常数, 分别为 Weibull 分布的尺度参数和 Weibull 模数.

将实验测得的 100 个 K_C 按由小到大的次序排列, 并记这个序列中的第 i 个数据为 $(K_C)_i$; 令测得的压痕韧性小于或等于 $(K_C)_i$ 的概率 P_i 为^[23]:

$$P_i = (i - 0.5)/N \quad (4)$$

(式中 $N=100$ 为样本容量), 从而得到 100 个 $[(K_C)_i, P_i]$ 数对; 将式 (3) 改写为:

$$\ln \ln \frac{1}{1-P} = m \ln K_C - m \ln K_0 \quad (5)$$

采用最小二乘法对这 100 个 $[(K_C)_i, P_i]$ 数对按式 (5) 所示形式进行回归分析即可获得 m 和 K_0 的最小二乘估计值.

表 1 钠钙硅酸盐玻璃压痕韧性测试值的统计分析结果

Table 1 Statistical analysis results for the measured indentation toughness of soda-lime glass

Indentation load, F/N	Indentation toughness, $K_C/\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$			Weibull parameters	
	Minimum	Maximum	Average	$K_0/\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	m
4.9	0.56	0.98	0.85	0.88	12.1
9.8	0.54	0.90	0.77	0.80	14.8
19.6	0.52	0.88	0.75	0.78	13.2
49.0	0.58	0.89	0.75	0.77	14.4
98.0	0.44	0.88	0.73	0.78	11.2

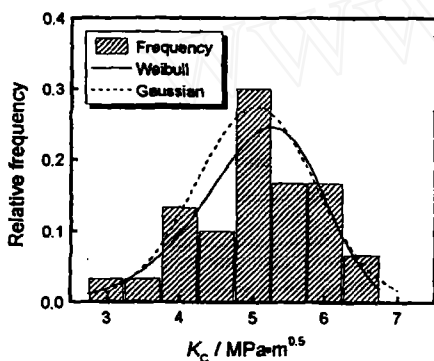
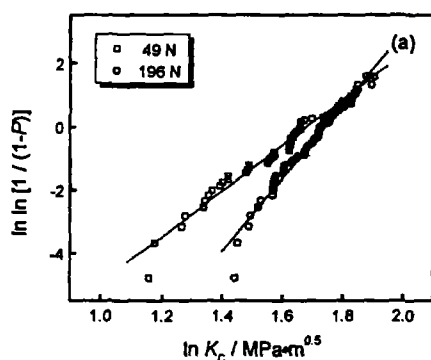
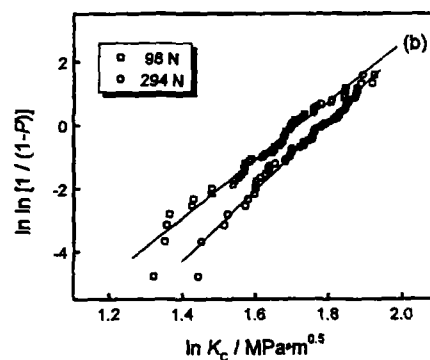
图 5 49 N 荷载下测得的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料压痕韧性直方图及近似的概率密度曲线Fig. 5 Histogram and probability density functions plots for indentation toughness data measured for $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ composite at 49 N

图 4 为由上述步骤得到的钠钙硅酸盐玻璃压痕韧性的 Weibull 分布曲线. 可以看出, 在各个压痕压制荷载下所获得的 $\ln \ln [1/(1-P)] - \ln K_C$ 关系均表现为一条相关性较为显著的直线. 由上述分析过程所得到的 m 和 K_0 值连同各组数据的一些特征统计值一并列于表 1.

3.2 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料

与对玻璃进行的实验相比, 在 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料表面引进发育较为完善的 Vickers 压痕裂纹较为困难. 在本研究中, 获得具有良好对称性的裂纹构型的成功率只有 60% 左右.

图 6 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料压痕韧性测试值的 Weibull 分布曲线Fig. 6 Weibull plots of the measured indentation toughness of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ composite

与对玻璃的测试结果相似, 对 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料压痕韧性进行测试所得到的结果也呈现出了较大的离散性. 图 5 是在 49N 荷载下测得的 60 个数据的分布直方图以及对这 60 个数据分别按 Gaussian 正态分布和 Weibull 分布进行分析所得到的概率密度曲线. Weibull

分布在描述数据离散性方面的适用性再一次得到了验证. 同样, 对在不同荷载测得的所有 4 组数据分别进行 χ^2 检验的结果表明: 可以在不低于 95% 的置信度下接受“ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料压痕韧性测试结果服从 Weibull 分布”这一假设.

图 6 为在不同荷载下测得的 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料压痕韧性的 Weibull 分布曲线. 采用上一小节描述的最小二乘法对各组数据的 Weibull 分布参数进行了估计, 估计结果连同各组数据的一些特征统计值一并列于表 2.

表 2 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料压痕韧性测试值的统计分析结果
Table 2 Statistical analysis results for the measured indentation toughness of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ composite

Indentation load, F/N	Indentation toughness, $K_C/\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$			Weibull parameters	
	Minimum	Maximum	Average	$K_0/\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$	m
49	3.23	6.53	5.04	5.4	7.22
98	3.87	6.85	5.29	5.6	9.23
196	4.23	6.71	5.46	5.7	11.52
294	4.28	6.64	5.70	6.0	11.35

4 讨论

上面对两种典型陶瓷材料进行的实验研究发现, 压痕韧性的测试结果呈现出较大的离散性, 这一离散性可以借助于 Weibull 分布加以较好的描述. 考虑到所选用的两种材料的显微结构所具有的代表性, 可以初步认为这一结论应该普遍适用于具有不同显微结构特征各类陶瓷材料.

早期的研究^[18,19,24]表明, 材料表面的压痕裂纹的最终构型是在压痕的卸载阶段逐渐发育完善的, 而这一发育过程的唯一驱动力为压痕区附近弹 / 塑性形变失配而导致的压痕残余应力. 根据压痕断裂力学理论, 这一驱动力在压痕裂纹尖端处引起的应力场强度 K_r 由下式给出^[25]:

$$K_r = \frac{\chi_r F}{c^{3/2}} \quad (6)$$

式中, χ_r 是一个与材料性能及压头形状有关的常数.

式 (6) 表明, 随着裂纹尺寸 c 的增大, 裂纹扩展驱动力 K_r 呈降低趋势. 当裂纹尺寸增大到某一特征值 c^* 时, 由式 (6) 所确定的 K_r 将在数值上等于材料的断裂韧性 K_{IC} , 从而满足断裂力学所导出的裂纹平衡条件, 压痕裂纹达到稳定状态, 也即发育到了其最终构型. 这就是直接压痕法测定断裂韧性的理论依据. 但是, 这一从理想的弹 / 塑性断裂力学角度建立的理论依据与实际材料的压痕行为之间肯定有一定的偏差. 至少, 如本文前言所述, 在压痕裂纹发育区域尺度下, 实际材料显然不能很好地满足断裂力学中所假定的理想的均匀连续体这一条件. 因此, 导致陶瓷材料压痕测试结果呈现较大离散性的根本原因应该从显微结构对压痕裂纹的生长过程的影响角度加以分析.

图 7 为在 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料表面观察到的不同的压痕裂纹的发育途径上的一些典型形貌. 从这些照片中可以看出, 弥散在复合材料中的 TiC 颗粒 (图中浅色相) 的尺寸和形状都存在有较为显著的离散性, 从而导致了复合材料显微结构的局部不均匀性.

由图 7 可以看出, 对于不同的裂纹, 甚至在同一条裂纹的不同位置, 显微结构与裂纹之间的相互作用显然是不同的. 在 Al_2O_3 基体 (图中深色相) 中, 裂纹的扩展途径比较平直, 但偶尔也会发生一定程度的偏转或分叉. 这是因为 Al_2O_3 晶粒的尺寸较小 (约为 $1\sim 3\mu\text{m}$), 对裂纹扩展途径的影响相对也较小^[26]. 当裂纹尖端趋近于 Al_2O_3 晶粒与 TiC 颗粒的边界处

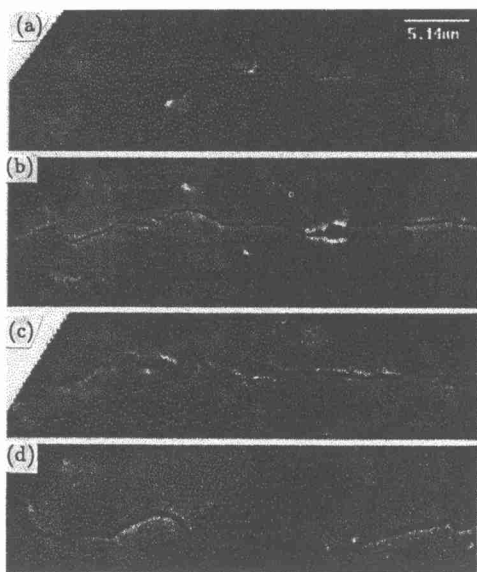


图 7 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料表面不同的压痕裂纹的发育途径上的典型形貌

Fig. 7 Typical morphologies of the propagation paths of different indentation cracks in the surface of $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ composite

时, 出现了几种不同的情况, 裂纹或直接进入 TiC 颗粒内部并沿原来的方向继续向前扩展, 或直接进入 TiC 颗粒内部并发生一定程度的偏转, 或沿着 TiC 颗粒与 Al_2O_3 晶粒的边界向前扩展. 不难理解, 在这几种情况下显微结构对裂纹扩展施加的阻力应该是不一样的. 这一现象无疑就是所测得的韧性数据之间产生较大的差异的根本原因.

钠钙硅酸盐玻璃表面的压痕裂纹形貌则相对较为规则, 裂纹发育途径基本上保持为一条直线. 以往的文献报道中给出过不少相关的形貌照片^[19]. 即使如此, 显微结构不均匀性的影响也应该是存在的. 这些影响中的一个典型因素就是玻璃在制备过程中所经历的急冷阶段必定要在制品表面及内部诱发残余热应力, 这种残余热应力的分布严格地说应该是不均匀的. 当裂纹尖端处于试样表面的不同位置时, 所受到的残余热应力的影响相应地也就应该有所不同.

由上述分析可以对表 1 和表 2 中所列出的 Weibull 统计分析结果作出一种合理的解释. 由于钠钙硅酸盐玻璃的显微结构相对较为均匀, 因此在 5 个不同的荷载下分别获得的 Weibull 模数值大体相当, 而且数值较大 (均在 10 以上). 对于 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料, Weibull 模数随压痕压制荷载的增大而呈增大趋势, 在高荷载下又逐渐趋于恒定. 这是因为显微结构对压痕韧性的影响在低荷载区域 (相应的裂纹尺寸也较小) 较为显著; 随着荷载的增大, 裂纹尺寸相应增大, 从而裂纹前缘遭遇不同显微结构特征的几率也逐渐趋于相等.

显微结构与裂纹之间的相互作用被认为是导致材料表现出明显阻力曲线行为 (即裂纹扩展阻力随裂纹尺寸增大而增大的现象) 的主要原因^[27,28]. 钠钙硅酸盐玻璃具有相对较为均匀的显微结构, 因此不具有明显的阻力曲线行为. 相应地, 对压痕韧性进行统计分析所得到的 K_0 值表现为一个与压痕压制荷载基本无关的常数, 而且在数值上也接近于采用大裂纹技术 (如双扭法或双悬臂梁法) 所测得的材料宏观断裂韧性 ($\approx 0.75\text{MPa}\cdot\text{m}^{0.5}$), 而 $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{TiC}$ 复合材料的 K_0 值则随压痕压制荷载的增大而增大, 说明显微结构的不均匀性使得材料表现出了显著的阻力曲线行为.

至此可以认为, 压痕韧性测试结果反映的应该是材料局部的裂纹扩展阻力, 而不应该是材料的宏观断裂韧性. 这一点对于直接压痕法在测定陶瓷基复合材料断裂韧性方面的应用是极为重要的.

既然压痕韧性测试结果本身具有较大的离散性, 在测试过程中实验量的大小就成为了影响测试精确度的一个重要指标. 在以往的研究中, 人们通常仅仅通过对 5~10 个压痕裂纹进行统计取平均值作为压痕韧性的最终测试结果^[4,13~15]. 从统计学角度看, 这显然是不合适的, 因为从小样本获得的分布参数估计值与母体的实际值之间的偏差是十分显著的. 这也许是导致不同文献报道的同一种材料的压痕韧性值之间产生偏差的一种可能的原因. 金宗哲等人^[29]曾经就 Weibull 模数点估计所需的最小样本尺寸进行过系统的研究. 根据他们的研究结果以及其他作者的工作^[23,30], 本研究建议在采用直接压痕法评价陶瓷材料的断裂韧性和裂纹扩展阻力曲线行为时, 应至少对 30 个压痕的实验结果进行分析以获得对压痕韧性参数结果统计性质的完整描述.

最后必须强调说明的是, Weibull 分布已经被广泛地应用于陶瓷材料断裂强度统计性质的研究^[31~23]. 本研究又进一步发现, 陶瓷材料压痕韧性测试结果也服从 Weibull 分布. 但是必须注意, 强度的 Weibull 分布与压痕韧性的 Weibull 分布是两个不同的概念, 目前仍然必须把描述压痕韧性离散性质的 Weibull 模数与描述强度离散性质的 Weibull 模数严格地加以区分. 当然, 二者之间是否存在有一定的内在联系还值得加以进一步的实验研究和理论分析.

5 结论

1. 采用直接压痕法测得的陶瓷材料的断裂韧性值一般将呈现较大的离散性, 这一离散性可以借助于经典的 Weibull 分布函数加以较好地描述. 导致压痕韧性产生较大波动的根本原因在于: 在与压痕裂纹尺寸相当的区域内, 材料显微结构是不均匀的, 显微结构与裂纹之间的相互作用使得裂纹在材料不同局部所遇到的扩展阻力不同.

2. 严格地说, 压痕韧性反映的是材料局部的裂纹扩展阻力. 对于没有阻力曲线行为的材料, 压痕韧性测试结果的平均值趋近于材料的宏观断裂韧性; 而对于具有明显阻力曲线行为的材料, 不同荷载下测得的压痕韧性则仅仅是材料的阻力曲线上的一点.

3. 由于存在有显著的离散性, 在采用直接压痕法测定陶瓷材料断裂韧性或裂纹扩展阻力时, 应增大实验量, 至少对 30 个压痕的实验结果进行分析以获得对压痕韧性参数结果统计性质的完整描述.

参考文献

- [1] Palmqvist S. *Jernkontorets Ann.*, 1957, **141**: 303-307.
- [2] Evans A G, Charles E A. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1976, **59**: 371-372.
- [3] Evans A G. In: *Fracture Mechanics Applied to Brittle Materials*. ASTM STP 678. American Society for Testing and Materials, 1979. 112-135.
- [4] Anstis G R, Chantikul P, Lawn B R, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1981, **64**: 533-538.
- [5] Niihara K, Morena R, Hasselman D P H. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1982, **1**: 13-16.
- [6] Shetty D K, Wright I G, Mincer P N, et al. *J. Mater. Sci.*, 1985, **20**: 1873-1882.
- [7] Tanaka K. *J. Mater. Sci.*, 1987, **22**: 1501-1508.
- [8] Laugier M T. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1987, **6**: 355-356.
- [9] Liang K M, Orange G, Fantozzi G. *J. Mater. Sci.*, 1990, **25**: 207-213.
- [10] Matsumoto R L K. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1987, **70**: C-366-C-368.
- [11] Li Z, Ghosh A, Kobayashi A S, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1989, **72**: 904-911.

- [12] Ponton C B, Rawlings R D. *Mater. Sci. Technol.*, 1989, 5: 865-872.
- [13] Glandous J C, Rouxl T, Qiu T. *Ceram. Inter.*, 1991, 17: 129-135.
- [14] Rizkalla A S, Jones D W, Miller R P. *Brit. Ceram. Trans.*, 1996, 95: 250-253.
- [15] Ray K K, Dutta A K. *Brit. Ceram. Trans.*, 1999, 98: 165-171.
- [16] Ritter J E, Mahoney F M, Jakus K. In: *Fracture Mechanics of Ceramics 8*. Plenum, 1986. 213-223.
- [17] Franco A, Roberts S G, Warren P D. *Acta Mater.*, 1997, 45: 1009-1015.
- [18] Lawn B R, Fuller E R. *J. Mater. Sci.*, 1975, 10: 2016-2024.
- [19] Marshall D B. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1983, 66: 127-131.
- [20] 赵 喆, 龚江宏, 苗赫濯, 等 (ZHAO Zhe, et al). 硅酸盐学报 (Journal of the Chinese Ceramic Society), 2000, 28: 371-375.
- [21] Marshall D B, Noma T, Evans A G. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1982, 65: C-175-C-176.
- [22] Weibull W. *J. Appl. Mech.*, 1951, 18: 293-297.
- [23] Khalili A, Kromp K. *J. Mater. Sci.*, 1991, 26: 6741-6752.
- [24] Cook R F, Pharr G M. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1990, 73: 787-817.
- [25] Lawn B R, Evans A G, Marshall D B. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1980, 63: 574-581.
- [26] Steinbrech R W. In: *Fracture Mechanics of Ceramics 9*. Plenum, 1992. 187-208.
- [27] Evans A G. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1990, 73: 187-206.
- [28] Becher P F. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1991, 74: 255-269.
- [29] 金宗哲, 马眷荣, 汪林生 (JIN Zong-Zhe, et al). 硅酸盐学报 (Journal of the Chinese Ceramic Society), 1990, 18: 130-137.
- [30] Bergman B. *J. Mater. Sci. Lett.*, 1984, 3: 689-692.
- [31] Davies D G S. *Proc. Brit. Ceram. Soc.*, 1973, 22: 429-452.
- [32] Quinn G D. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1990, 73: 2374-2384.
- [33] Tennery V J, Breder K, Ferber M K, et al. *J. Am. Ceram. Soc.*, 2000, 83: 1177-1785.

Statistical Properties of Indentation Toughness of Ceramics

GONG Jiang-Hong, GUAN Zhen-Duo

(State Key Laboratory of New Ceramics and Fine Processing, Department of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: The toughnesses of a soda-lime glass and a TiC particulate-reinforced alumina composite were measured by the direct indentation method. It was found that, for each material, the indentation toughness measured at a given applied indentation load exhibits a large scatter and can be described well with Weibull distribution function. Comparison between the experimental data obtained with different materials revealed that the scatter in the measured indentation toughness can be attributed to the effect of microstructural inhomogeneity on the local crack resistance. Based on these findings, it was suggested that, when determining the fracture toughness with the direct indentation method for a given material, a large number of individual measurements should be made at a given indentation load to obtain a complete description for the statistical properties of the measured indentation toughness.

Key words indentation; fracture toughness; Weibull distribution; soda-lime glass; alumina