

文章编号: 1000-324X(2000)05-0889-08

Sialon 陶瓷的冲蚀磨损及磨粒磨损行为

孙继龙¹, 凌国平¹, 许森虎², 郦 剑¹

(1. 浙江大学材料科学与工程系, 杭州 310027; 2. 杭州广播电视大学, 杭州 310000)

摘 要: 以 SiC 作为磨粒较全面地研究了 Sialon 陶瓷的磨损性能: 冲蚀磨损和磨粒磨损性能. Sialon 陶瓷在冲蚀磨损实验中表现出了脆性冲蚀的特征, 在高角冲蚀下, 冲蚀磨损率随着冲蚀角度的增大而迅速增加, 并在冲蚀角为 90° 附近达到最大. SEM 分析表明 Sialon 陶瓷的冲蚀磨损机理主要是显微切削和表面颗粒拔出脱落. 在 Sialon 陶瓷的磨粒磨损实验中, 较高载荷作用下, 磨损量与时间之间有指数变化关系; 较低载荷作用下, 磨损初期有一个短暂的磨损量基本不变的孕育阶段, 随后进入快磨损阶段, 本文对该孕育现象进行了探讨. 对磨损表面的 SEM 分析发现, Sialon 陶瓷的磨粒磨损机理主要是犁耕和表面断裂脱落.

关 键 词: Sialon 陶瓷; 冲蚀磨损; 磨粒磨损; 微裂纹; 孕育期

中图分类号: N 34 **文献标识码:** A

1 引言

“Sialon”是 Si-Al-O-N 及相关系统的相^[1], 应用非常广泛, 可以制成优良的刀具, 也可用于铜、铝合金的挤压、拉丝和压铸模具^[2], 讨论 Sialon 陶瓷的冲蚀磨损和磨粒磨损性能对于 Sialon 陶瓷的应用有着重要的指导意义.

七十年代中期, 随着增韧陶瓷的兴起, 有些学者开始重视研究陶瓷的冲蚀. 1979 年 S.M.Wiederhorn 等提出了单塑性模型^[3]; J.L.Routbory 等修正了上述模型^[4]; S.Wada 提出有关 Al_2O_3 陶瓷的冲蚀流失机制^[5]; J.E.Ritter 从能量平衡角度提出了晶粒弹射模型^[6]. 近几十年来, 人们对陶瓷材料的磨粒磨损性能也进行了大量的研究, 并取得了许多重要的成果. E.Ness 和 R.Zibbel^[7] 在 ASTM B611 上对陶瓷材料的磨粒磨损进行了研究. T.Yamamoto^[8] 等就磨粒的类型对 Sialon 陶瓷的磨粒磨损机理的影响进行了研究. A.G.Evans^[9] 等提出了当横向裂纹互相连接时引起脆性材料磨粒磨损的模型.

可以看出, 陶瓷材料的磨损机理的研究工作已经做了很多, 但针对 Sialon 陶瓷的磨损性能的专门研究尚未见到文献报道, 尤其是磨粒磨损量随时间的变化仍然非常模糊, 本文将在探讨 Sialon 陶瓷冲蚀磨损和磨粒磨损机理的基础上, 还对磨粒磨损过程中随时间的延长裂纹的生长情况加以研究.

2 实验

2.1 试验材料

收稿日期: 1999-11-11, 收到修改稿日期: 2000-01-10

作者简介: 孙继龙 (1977-), 男, 硕士研究生.

本实验所采用的 Sialon 陶瓷的基本力学性能参数如下所示： $HV = 16 \sim 18\text{GPa}$, $K_{IC} = 3.5 \sim 4.5\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, $\alpha\text{-Sialon}/\beta\text{-Sialon}$ (两相体积比)=50/50, 10%~15% glass 相.

试验样品依次在精度研磨砂 GC180#、GC400# 上研磨, 再将试样在抛光机上抛光, 先细抛, 然后涂上金属研磨膏后细抛. 抛光后的样品用酒精清洗, 直至表面光滑无污点. 磨损失重采用精确度为 10^{-5}g 的 Shimadzu 分析天平称出, 每个数据均为重复实验三次后的平均值. Sialon 陶瓷的磨损形貌用 S600 扫描电子显微镜进行观察. 在观察前样品表面喷金.

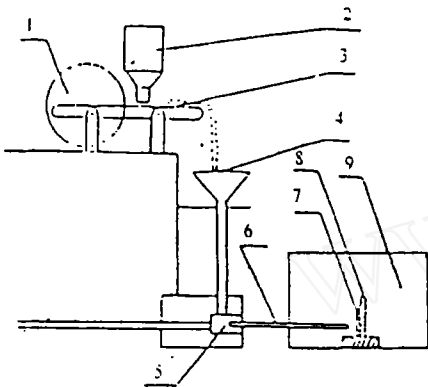


图 1 气流喷砂型冲蚀试验装置示意图

Fig. 1 Schematic of airflow gritblast erosion rig

- 1. Motor; 2. Funnel increasing grit; 3. Conveyer belt;
- 4. Funnel blending grit; 5. Air grit blender 6. Nozzle;
- 7. Specimen; 8. Specimen table; 9. Erosion chamber

2.2 冲蚀磨损的实验方法

冲蚀磨损实验采用气流喷砂型冲蚀实验装置 (如图 1 所示). 本实验的冲蚀粒子采用粒度为 60~70 目的 SiC, 每次的冲蚀量为 20g. 冲蚀粒子的速度分别选用 30、60、90m/s. 冲蚀粒子的入射角度选用 15、30、45、60、75、90° 六个角度. 所有冲蚀磨损实验均在室温下进行. 并采用 AT30 和 ATC 陶瓷进行对比实验, 它们的主要力学性能参数如表 1 所示. 冲蚀磨损耐磨性采用冲蚀率法评定^[10], 其定义为单位重量的冲蚀粒子造成材料流失的重量, 即:

$$\Delta E = (W_0 - W_1)/W_{sc} \tag{1}$$

W_0 、 W_1 分别为样品被冲蚀前后的重量, W_{sc} 为每次冲蚀实验中所消耗的 SiC 冲蚀粒子的重量.

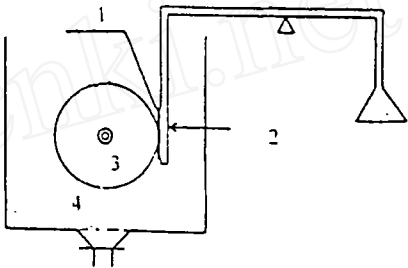


图 2 国产 MLS-23 型橡胶轮式磨损试验机原理图

Fig. 2 Schematic of the rubber wheel abrasion rig of MLS-23 type

- 1. Specimen; 2. Load; 3. Wheel; 4. SiC abrasives

表 1 三种陶瓷的力学性能参数

Table 1 Mechanical properties of three kinds of ceramics

Specimen	Hardness/GPa	Toughness/ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$
Sialon	16~18	3.5~4.5
AT30	20~21	5.2
ATC	18~19	7.9

2.3 磨粒磨损的实验方法

磨损试验采用国产的 MLS—23 型橡胶轮式磨损试验机, 如图 2 所示. 本实验采用干砂磨损, 磨粒采用的是粒度为 60-70 目的 SiC. 橡胶轮的转速分别为 181、240、374、498r/min. 载荷选用 100、115、130、150、200N 五种. 样品的磨损量定义为单位磨损面积上的失重.

3 结果和讨论

3.1 Sialon 陶瓷的冲蚀实验

3.1.1 冲蚀角度对 Sialon 陶瓷冲蚀率的影响

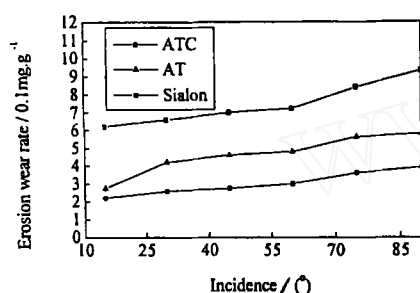


图 3 冲蚀速度为 90m/s 时, 三种陶瓷试样冲蚀率与冲蚀角度的变化关系

Fig. 3 Influence of incidence on the erosion wear rates of three specimens with the velocity of 90m/s

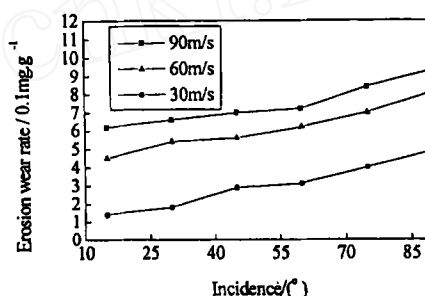


图 4 在不同冲蚀速度下冲蚀角度对 Sialon 陶瓷冲蚀率的影响

Fig. 4 Influence of incidence on the erosion wear rate of Sialon under different velocities

材料的冲蚀磨损存在两种典型的冲蚀模型: 塑性冲蚀和脆性冲蚀^[11]. 软质金属材料发生冲蚀磨损时, 当冲蚀粒子的入射角 (冲蚀粒子流与试样表面的夹角) 约为 15~20° 时, 其冲蚀率最大^[10]. 而陶瓷材料则表现出较强的脆性特征, 即在冲蚀角接近 90° 时冲蚀率最大, 材料以裂纹扩展引起断裂的流失方式为主. 从图 3 可以看出, 三种陶瓷试样的冲蚀率随入射角度的增大而增大, 在高角度下, 冲蚀率的增加速度加快, 在入射角度为 90° 附近达到最大, 表现出了它们的脆性特征. 而 AT 和 ATC 陶瓷的韧性均比 Sialon 陶瓷高 (三种陶瓷的硬度相差不多), 因此表现出一些塑性冲蚀的特点, 在高角冲蚀条件下, 冲蚀率的上升较平缓, 为塑性冲蚀和脆性冲蚀叠加的结果. Sialon 陶瓷的韧性相对很低, 强烈地体现了脆性冲蚀的特点.

3.1.2 冲蚀速度对 Sialon 陶瓷冲蚀率的影响

图 4 表明了不同冲蚀速度下冲蚀角度对 Sialon 陶瓷的冲蚀率的影响. 可见 Sialon 陶瓷的冲蚀率随速度的增加而增加, 而且速度要比角度对冲蚀率的影响大. 冲蚀速度可以分为与样品表面平行的切向分量和与样品表面垂直的法向分量. 切向分量主要对样品表面产生切削作用而导致材料的流失; 法向分量主要对样品表面产生冲击作用, 使样品表面或亚表面形成裂纹, 裂纹在后续冲蚀粒子的持续作用下扩展、连接而最终导致材料的流失. 在入射角较小的情况下, 速度的切向分量较大, 法向分量较小. 当粒子冲击试样表面时, 因陶瓷的硬度高、弹性模量大, 低的法向速度只能使陶瓷材料发生弹性变形, 法向能量基本被粒子

反弹带走, 切向能量试样得到的较少, 裂纹的形核与扩展较难, 因而造成材料的磨损较少 (如图 4 所示). 随着入射角度的增大, 法向速度不断增大, 材料表面的瞬时冲击应力增大, 引起材料变形, 这时粒子反弹带走的能量较少, 大部分能量转化为陶瓷的弹性功、塑性功和裂纹扩展功. 随着变形量的增加, 将导致微裂纹的形核、扩展, 引起颗粒脱落, 磨损加剧 (如图 4 所示).

3.1.3 Sialon 陶瓷冲蚀磨损表面的 SEM 分析

Sialon 陶瓷在低角冲蚀时, 由于 SiC 粒子的硬度 ($HV=2500$) 远比 Sialon 陶瓷的硬度高, 角状的 SiC 粒子就象刀具一样切过陶瓷样品的表面. 从图 5(b) 可见, 由显微切削留下的沟槽和少量浅层晶粒的拔出. 随着冲击速度的增加, 样品表面的瞬时冲击能量增大, 从而使裂纹形核及扩展的速度加快、脱落材料增加、剥落的区域增大, 并有较深层颗粒脱落 (如图 5(a) 所示). 从图 5 中间可以看到切入样品很深的 SiC 颗粒.

Sialon 陶瓷在高角冲蚀时, 由于样品吸收了冲击粒子大部分的能量, 塑性迅速耗尽. 样品的磨损主要以微裂纹长大、扩展引起的颗粒脱落为主 (如图 5(c)、5(d) 所示). 随着冲击速度的增加, 冲击能量的增大, 会诱发亚表层、甚至更深层的微裂纹长大、扩展, 引起样品深层颗粒的脱落 (如图 5(c) 所示).

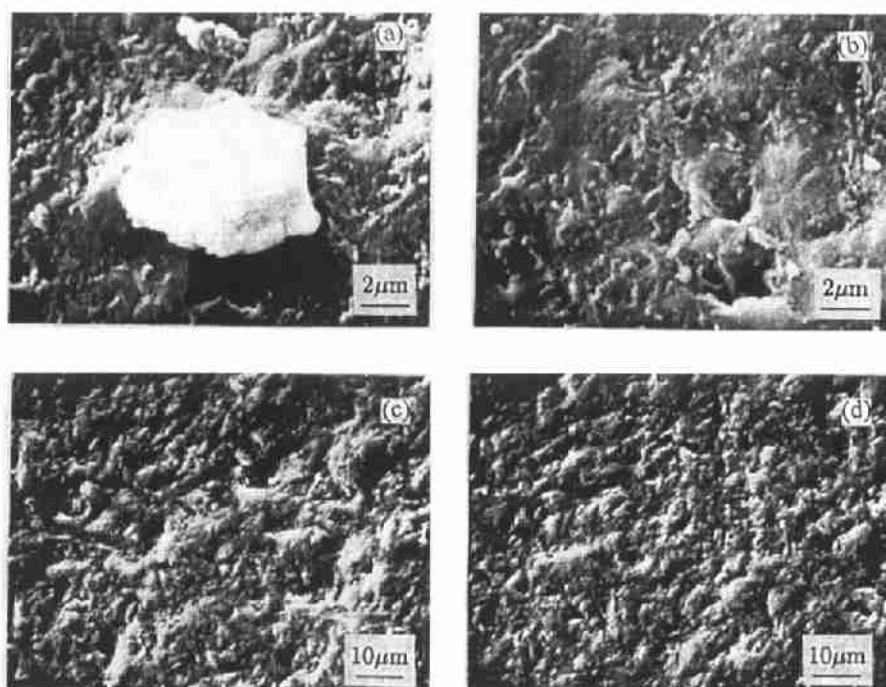


图 5 Sialon 陶瓷冲蚀的 SEM 照片

Fig. 5 SEM images of Sialon erosion

(a) Incidence: 30°C , velocity: 90 m/s; (b) Incidence: 30°C , velocity: 30 m/s;
(c) Incidence: 90° , velocity: 90 m/s; (d) Incidence: 90° , velocity: 30 m/s

3.2 Sialon 陶瓷的磨粒磨损实验

3.2.1 磨损时间、载荷、转速对 Sialon 陶瓷的磨损量的影响

图 6 表明了转速为 240r/min 时, 不同载荷下, Sialon 陶瓷磨粒磨损量对时间的变化关系. 如图所示, 一般说来, 样品的磨损量随时间的增加而增加, 随载荷的增加而增加. 从图 7 可知, 样品的磨粒磨损量与载荷的变化之间一般情况下并无线性关系. 从图 6 可以看出, 对于 150N 以上的载荷, 从磨损发生开始, 磨损量就快速增加, 一段时间之后, 磨损量的增加趋于平缓; 对于 150N 以下的载荷, 磨损初期的磨损量基本保持不变, 随后才进入快速磨损阶段, 接着的变化与 150N 以上的载荷作用下的情况类似. 通过比较, 可认为, 新鲜 Sialon 陶瓷样品的磨粒磨损存在一个孕育期, 在这个孕育期内, 材料内部固有的微裂纹不断长大, 直到发生断裂, 此时孕育期结束. 磨损进入动态的微裂纹长大-断裂-微裂纹长大-断裂循环, 导致材料的损耗. 而微裂纹的失稳长大取决于载荷的大小, 所以载荷的大小决定着孕育期的长短. 在载荷较小的情况下(如 100N), 存在明显的孕育期(如图 6 所示), 在载荷较大的情况下(如 200N), 孕育期很小, 几乎为零. 可以在图 6 上描绘出孕育期的近似曲线 x , 曲线 x 左下方代表样品磨粒磨损的孕育区, 在该区域内材料不发生损耗; 当磨粒磨损脱离孕育区, 进入曲线 x 右上方区域, 材料开始产生磨损.

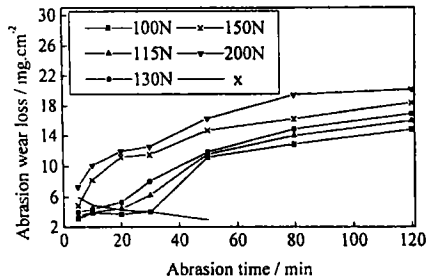


图 6 不同载荷下, 时间对样品磨粒磨损量的影响

Fig. 6 Influence of time on the wear loss under different loads with the velocity of 240 r/min

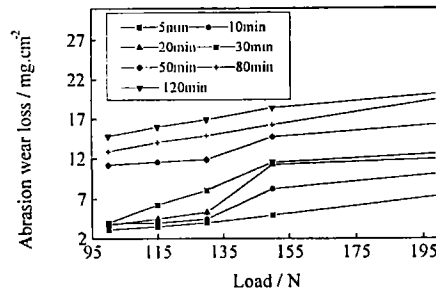


图 7 不同时间下, 载荷对样品磨粒磨损量的影响

Fig. 7 Influence of load on the wear loss under different time with the velocity of 240 r/min

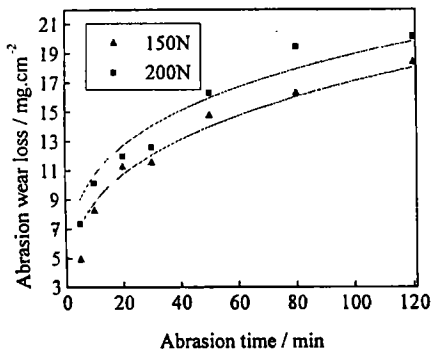


图 8 磨损量对时间的变化关系

Fig. 8 Influence of time on the wear loss

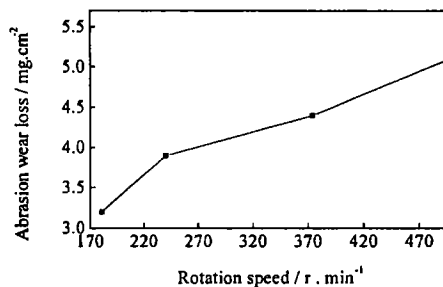


图 9 100N 下, 转速对磨损量的影响 (磨损时间 5min)

Fig. 9 Influence of rotation speed on the wear rate with the load of 100N and time of 5min

采用曲线拟合的方法, 可以发现高载荷下的磨粒磨损量与试验时间呈指数关系, 如图

8 所示, 其表达式为:

$$\varpi = kPt^\alpha \quad (2)$$

其中 ϖ 表示磨损量, P 为载荷的大小, t 为试验时间, k 是常数约等于 0.033, $0 < \alpha < 1$, α 的大小随 P 发生变化. 在高载荷磨损初期, 由于磨损的接触面为新鲜表面, 根据磨损的一般规律, 此时的磨损量较大. 经过一段时间的磨合之后, 样品磨损趋于平缓. 而低载荷下, 由于孕育期的存在, 样品的磨损量与时间的关系要复杂一些, 在孕育期几乎不发生磨损, 过了孕育期之后, 磨损量与时间的关系同高载荷下的情况类似, 也呈现近似的指数关系. 但此时应是动态的微裂纹长大 - 断裂 - 微裂纹长大 - 断裂循环而不是表面因素起主导作用.

图 9 表明了 100N 下转速对磨损量的影响, 由该图可知, 磨损量随转速增加近似线性增加. 转速越高, 意味着在相同的时间内, 磨粒与样品表面之间总的相互作用表面积更大, 造成样品磨损量更大. 但是, 因本试验的相互作用的速度最高为 500r/min, 试验取值范围之外, 相互作用的速度影响有待进一步验证.

3.2.2 Sialon 陶瓷磨粒磨损过程中微裂纹的生长和孕育期现象

和金属材料相比, 陶瓷材料有两个特点: ①由于致密性低和加工困难, 陶瓷材料往往存在许多先天缺陷和微小裂纹; ②由于脆性大、韧性低, 陶瓷材料失稳断裂裂纹尺寸很小. 因此, 陶瓷材料小裂纹扩展在寿命中所占比例较大^[12]. Sialon 陶瓷也不例外, 存在许多先天的微小裂纹. 在磨粒磨损过程中, 磨粒在压力的作用下, 对材料表面进行周期循环加载, 在表层下形成周期性的应力场, 使材料中固有的微裂纹尖端发生周期循环加载, 最终发生失稳扩展. 在高载荷下, 因为 $\Delta K \gg \Delta K_{th}$ (ΔK 为应力场强度因子幅, ΔK_{th} 为应力场强度因子幅临界值, 即疲劳裂纹扩展门槛值), 裂纹失稳扩展迅速发生, 所以疲劳裂纹的扩展生长现象不明显, 从试验一开始, 磨损量就以指数形式快速增加. 在低载下, $\Delta K < \Delta K_{th}$ 疲劳裂纹扩展很慢, 疲劳裂纹的扩展生长现象就很明显, 表现为随载荷降低, 孕育过程越来越明显.

疲劳裂纹的扩展有两种理论, 一种认为是滑移分离的结果, 另一种认为是累积损伤的结果^[13]. 陶瓷材料脆性很大, 滑移系很少, 所以常用第二种理论来解释, 主要由累积损伤造成疲劳裂纹的扩展. Weertman 提出了累积塑性位移模型^[14], 该模型假设 D_n 为一个循环内裂纹尖端塑性区内裂纹平面上某点的垂直位移增量, 经过 n 个循环后, 当该点累积塑性位移达到临界值 D_c 时, 裂纹将扩展一个增量, 即裂纹扩展的判据为:

$$D_c = \sum |D_n| \quad (3)$$

Sialon 陶瓷在低载荷磨粒磨损过程中, 磨粒每一次作用将产生一个 D_n , 直至裂纹尖端累积塑性位移达到临界值 D_c 时, 裂纹将扩展一个增量. 裂纹扩展增量相对于时间序列不断累积, 最终导致宏观断裂脱落. 本试验中 Sialon 陶瓷低载荷磨粒磨损裂纹扩展增量累积过程表现为孕育现象. 孕育期的长短与载荷的大小有关, 低载荷磨粒磨损过程中每个循环产生的 D_n 小, 裂纹尖端累积塑性位移达到临界值 D_c 所需的时间长, 表现为孕育期长, 如图 2 所示曲线 x 可知, 孕育期随着载荷的增加而迅速缩短. 这是因为载荷的增加, 加速了材料内部固有裂纹的扩展, 累积塑性位移达到临界值时的时间缩短了, 导致了孕育期的减小.

由于 Sialon 陶瓷磨粒磨损孕育期的存在, 其低载荷磨粒磨损机理应该是这样的: 在载荷的作用下, 材料表层的微裂纹发生疲劳扩展, 等到长大完全孕育期结束之后, 发生断裂,

产生磨屑; 在这个过程中, 亚表层材料内部的微裂纹也在长大, 亚表层材料断裂在孕育之中, 并以类似的方式发生断裂脱落, 这样, 材料不断地发生损耗。

3.2.3 Sialon 陶瓷磨粒磨损的表面形貌

在较低载荷条件下, SiC 磨粒使 Sialon 陶瓷表面出现了一系列与磨粒运动方向相一致的切削槽 (如图 10(a) 所示)。在磨损表面 (如图 10(a)、(b) 所示) 上, 一些地方出现了细小的裂纹, 随着裂纹的扩展, 发展完全, 导致裂纹所包围的整块材料脱落 (如图 10(b) 所示)。在较高载荷条件下, Sialon 陶瓷表面在磨粒的作用下发生脆性断裂, 导致颗粒块状脱落 (如图 10(c) 所示)。

通过 SEM 分析, 可得出 Sialon 陶瓷磨粒磨损的两种机理, 一种是在较低载荷条件下由重复犁耕造成样品的磨损, 一次犁耕形成了许多脊, 次生犁耕 (与一次犁耕不重迭) 切削这些脊, 每一次犁耕相当于一次加载过程, 不断激活表层下的微裂纹, 使其扩展长大, 造成材料的破坏。另一种是在较高载荷条件下, 由于裂纹很快就扩展完全, 所以其磨损形式主要是脆性断裂引起的破坏, 伴随部分犁耕及切削。

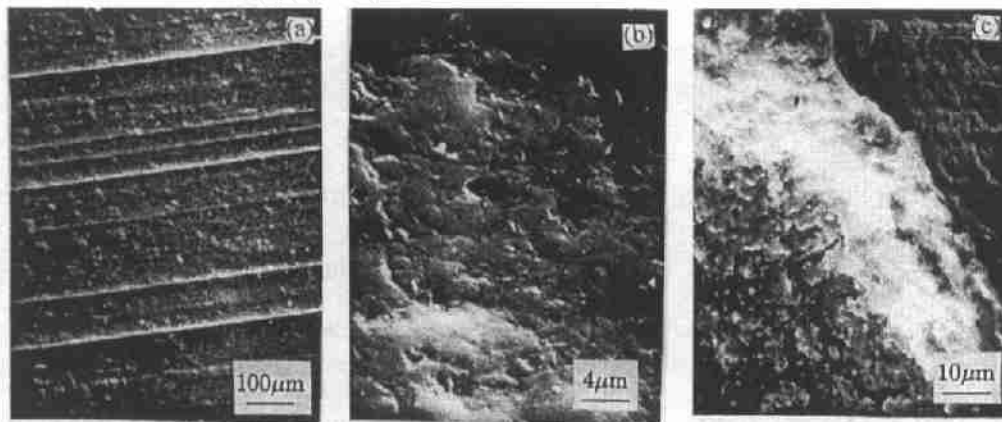


图 10 Sialon 陶瓷磨粒磨损的照片

Fig. 10 SEM images of Sialon abrasion

(a) Load=100N, rotation speed=240r/min, time=120min; (b) Load=100N, rotation speed=240r/min, time=120min; (c) Load=200N, rotation speed=240r/min, time=120min

4 结论

1. Sialon 陶瓷样品的冲蚀磨损率随冲蚀角度的增大而增加, 在 90° 附近达到最大。在低角冲蚀的条件下, 样品的磨损以显微切削为主, 并有少量的晶粒拔出。在高角冲蚀条件下, 样品的磨损以微裂纹长大、扩展引起的颗粒脱落为主。

2. Sialon 陶瓷冲蚀速度比冲蚀角度对磨损率的影响大, 但并不引起冲蚀机理的改变。

3. Sialon 陶瓷的磨粒磨损在较高载荷下, 以裂纹即时长大导致颗粒脆性脱落为主, 磨损量与时间呈指数关系; 较低载荷下, 由载荷引起的累积损伤微裂纹导致断裂, 存在孕育期, 在孕育期内材料基本不发生损耗, 随载荷的增加孕育期迅速缩短, 孕育期之后磨损量与时间也近似呈指数关系。

4. 在 100N 载荷下, 样品磨粒磨损量随转速的提高而增加, 与转速呈线性关系。

参考文献:

- [1] Jack K H. *Journal of materials Science*, 1976, **11**: 1135-1158.
- [2] 殷 声. 现代陶瓷及其应用. 北京: 北京科学技术出版社, 1990. 160-164.
- [3] Wiederhorn S M, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1979, **62**: 66-74.
- [4] Rontbory J L, *et al. J. Am. Ceram. Soc.*, 1980, **63**: 635-640.
- [5] Wada S, *et al. J. Ceram. Soc. Japan*, 1988, **96**: 755-759.
- [6] Ritter J E. *Wear*, 1986, **111**: 335-346.
- [7] Ness E, Zibel R. *Wear*, 1996, **196**: 120-125.
- [8] Yamamoto T, Mikael O, Sture H. *Wear*, 1994, **174**: 21-31.
- [9] Evans A G, Wilshaw T S. *Acta Metall*, 1976, **24**: 939-956.
- [10] Zum Ghar K H. *Elsevier Science Publishers B. V.*, 1987. 535-536.
- [11] Finnie I. *Wear*, 1960, **3**: 87-103.
- [12] 郑修麟. 材料的力学性能. 西安: 西北工业大学出版社, 1994. 247-248.
- [13] 邓增杰, 周敬恩. 工程材料的断裂与疲劳. 北京: 机械工业出版社, 1993. 130-135.
- [14] Weertman J. *Fatigue and Microstructure*. OH: ASM, Metals Park, 1979. 279-305.

Erosion and Abrasion Behavior of Sialon Ceramic

SUN Ji-Long¹, LING Guo-Ping¹, XU Sen-Hu², LI Jian¹

- (1. Department of Material Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027 China;
2. Hangzhou Broadcasting and Television University, Hangzhou 310000, China)

Abstract: The erosion and abrasion of Sialon ceramic was studied using silicon carbide particles as wear media. The erosion of Sialon represents the character of brittle erosion: under the high angle erosion, the erosion wear rate increases rapidly with the increase of the erosion angle, being maximized at 90°. The analysis of SEM indicates that the erosion mechanisms of Sialon ceramic mainly are microcutting and surface grain spalling. In the abrasive wear of Sialon ceramic, under a higher load, there is an exponential relation between wear loss and wear time; under a lower load, at the beginning of wear there is an incubation during which wear loss is keeping at low level, then wear loss will increase after incubation. The incubation was discussed. By SEM analysis, the dominating wear mechanisms are plough and surface fracture shedding.

Key words Sialon ceramic; erosion; abrasive wear; tiny crack; incubation