

反应烧结碳化硅的磨削特征

姚 旺¹, 张宇民², 韩杰才², 周玉锋²

(1. 哈尔滨工业大学(威海) 材料科学与工程学院, 威海 264200; 2. 哈尔滨工业大学 复合材料与结构研究所, 哈尔滨 150001)

摘 要: 采用金刚石砂轮对(RBSiC)进行磨削, 系统研究了表面形貌、残余应力和弯曲强度等磨削特征。结果显示, 材料主要以脆性断裂去除, 局部区域为塑性切除。随着轴向进给增大, 表面粗糙度(R_a)增加, 为降低 R_a 可进行适当光刀。随着轴向进给增加, 磨削区的冷却效果被削弱, 使磨削残余压应力值下降。与 $0.9 \mu\text{m/s}$ 相比, 用 $1.35 \mu\text{m/s}$ 磨削后试样的表面损伤程度增加。工作台转速 2.1 r/min 、轴向进给 $0.9 \mu\text{m/s}$ 并光刀 1 min 是保证高加工效率并获得较好质量表面的最优参数。

关 键 词: 碳化硅; 磨削; 残余应力; 裂纹; 弯曲强度

中图分类号: TH751

文献标识码: A

Grinding Characteristics of Reaction Bonded Silicon Carbide

YAO Wang¹, ZHANG Yu-Min², HAN Jie-Cai², ZHOU Yu-Feng²

(1. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Weihai 264200, China; 2. Center for Composite Materials and Structures, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: Surface topography, surface residual stress and bending strength of RBSiC ground using diamond wheel were studied. Grinding RBSiC is removed mainly by brittle fracture and lightly by ductile cutting. With the increase of down feed, surface roughness R_a increases. Burnishing with no down feed can improve the R_a in some way. With increasing down feed, the compressive residual stress decreases because of an inadequately cooling effect. Compare with the specimens grounded using $0.9 \mu\text{m/s}$, those using down feed of $1.35 \mu\text{m/s}$ have worse surface quality. Considering both the processing efficiency and the surface quality, the optimum parameters are as follow: $0.9 \mu\text{m/s}$ down feed, 2.1 r/min work table rotational speed and 1 min burnishing.

Key words: SiC; grinding; residual stress; crack; bending strength

随着现代光学技术的发展, 对大尺寸($>1 \text{ m}$)、高稳定性及特殊环境应用镜片的需求更为迫切。RBSiC 材料的制造成本低、时间短, 适合制造轻量化、大尺寸、结构复杂的镜片, 近年来正逐步取代传统材料应用于光学领域^[1-3]。RBSiC 可采用近净尺寸加工技术, 且烧结收缩几乎为零^[4-5], 只需表面的微量加工就可获得所需的面型精度和光洁度^[6-7]。由于材料硬度高、脆性大, 金刚石砂轮磨削是获得

足够去除率的通用方法。而表面的最终质量受磨削控制系统、加工参数和材料性能等很多因素的影响^[8], 磨削引入损伤的状态、种类和渗透深度也还有不确定^[9]。因此对 RBSiC 材料磨削机理、加工损伤的研究, 可以优化磨削过程参数, 有助于保证加工质量、提高加工效率。

本工作使用圆台平面铣磨机对 RBSiC 进行磨削加工, 对去除模式、表面/亚表面损伤等磨削特征进

行系统研究,讨论轴向进给对粗糙度、裂纹尺寸、残余应力及强度的影响。

1 实验方法

试样为哈尔滨工业大学复合材料与结构研究所提供的 RBSiC 材料,密度 3.08 g/cm^3 ,网络状分散的游离硅含量约为 10wt%,弹性模量 362.39 GPa ,泊松比 0.16,断裂韧性 $3.04 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,维氏硬度 2002 kgf/mm^2 。磨削前,试样表面均依次用 20、7、3.5 和 $0.5 \mu\text{m}$ 的金刚石研磨膏抛光。

磨削使用南京 XM 260 圆台平面铣磨机,水溶性冷却液,金刚石砂轮粒度 #120。砂轮最外层轮廓半径 177 mm,厚度 4 mm,转速 950 r/min。工作台直径 600 mm,转速 1.8 r/min。磨削后试样用超声清洗机进行清洗。

粗糙度测量使用时代集团 TR240 电感式平面粗糙度测量仪。使用 Philips χ' pert X 射线衍射仪,根据 $\sin^2\psi \sim 2\theta$ 作图计算残余应力。本文中 E 和 ν 用宏观测量值,选取 (202) 衍射面作为测量晶面, ψ 角度取值范围 $0^\circ \sim 32^\circ$ 。试样为长条形,长轴 (33 mm) 沿工作台半径放置 (1 类试样)。工作台主轴与砂轮主轴平行,试样磨削表面呈现花纹形磨痕^[10]。试样磨削后尺寸约 $5 \text{ mm} \times 5 \text{ mm} \times 33 \text{ mm}$,两长棱用 $7 \mu\text{m}$ 研磨膏倒角。三点弯曲强度值为 10 个试样的平均值。

2 结果与讨论

2.1 表面形貌

磨削后的典型表面形貌如图 1 所示,高倍照片如图 2 所示。从图 1 中可以看出表面含有大量凹坑和微裂纹,材料以脆性断裂模式去除,空隙或裂纹的成形、延展、剥落及碎裂等形成磨削表面。图中央偏上有一略平滑的犁耕区域,面积约 $50 \mu\text{m} \times 20 \mu\text{m}$,是分散在 SiC 中较软的硅 (Si) 相以塑性模式去除形成。

图 1 上圆圈内的凹坑直径约 $30 \mu\text{m}$,左侧两个凹坑内断裂特征明显,坑底有孔洞和约 $5 \mu\text{m}$ 垂直磨削方向的裂纹,右侧是因气孔壁被压断而露出的坑底。沿纵向扩展的裂纹系统诱发沿晶断裂和穿晶断裂,导致晶粒剥落产生凹坑,此外,横向裂纹扩展到自由表面也形成凹坑^[11-12]。当凹坑数量增加,互相串联、重叠,会导致裂纹的扩大和损伤层的加深。箭头所指为沿磨削方向的长直划痕,向材料内部形成的大尺寸裂纹会导致镜片在运输、固定及抛

光等操作中发生破损甚至报废。

轴向进给 $0.9 \mu\text{m/s}$ 时,脆性断裂区域特征见图 2(a),有大量裂纹及尖锐断裂特征;图 2(b)中磨痕方向一致,为 Si 在磨粒推挤作用下形成的犁耕条纹,伴有剥落凹坑和裂纹。轴向进给增大为 $1.35 \mu\text{m/s}$ 的犁耕区域见图 2(c),单颗磨粒的切深增大,沿磨痕形成长直划痕,其两侧因晶粒拔出呈锯齿状,伴有撕裂裂纹,多个晶粒拔出或剥落形成凹坑。

2.2 表面粗糙度 R_a

R_a 随砂轮轴向变化如图 3 所示,可知轴向进给提高, R_a 呈增加趋势,但增幅不等。

工作台转速为 1.2 和 1.8 r/min 时,从 $0.9 \mu\text{m/s}$ 到 $1.35 \mu\text{m/s}$ 段,由于磨粒平均切深较大,致使砂轮与 RBSiC 的碰撞加剧,砂轮发生断裂磨损,即磨粒部分或整体断裂以及粘接剂去除导致尖锐切削刃的产生(自锐),强化了切削能力,并保持到磨削完成,因此 R_a 增幅提高。而 1.35 到 $2.02 \mu\text{m/s}$ 段,磨削时砂轮在自锐后很快进入摩擦磨损阶段,即磨粒被磨平,切削效率降低,表现为 R_a 的增幅再次降低。在转速较快时 (2.5 r/min),砂轮自锐作用提前到轴向进给 $0.68 \mu\text{m/s}$;而当轴向进给从 $0.9 \mu\text{m/s}$ 再增大,使砂轮在磨削过程中很快进入摩擦磨损状态,致使 R_a 增幅降低。而在转速 2.1 r/min, R_a 随轴向进给增大近似呈线性增加,说明磨粒的锋利程度能够始终保持,未有摩擦磨损阶段出现,磨削后砂轮无需修锐。

通常,磨粒难以按设定值切入材料,即砂轮轴的实际进给小于名义值,致使主轴系统受法向磨削力作用产生弹性压缩变形。光刀时,随着材料去除,法向磨削力释放,表面状态得到改善。光刀时长与 R_a 关系如图 4 所示。光刀初始,法向磨削力由磨削参数决定,因此光刀降低 R_a 的效果也受前段磨削条件的影响。由图 4 可知,磨削后随即进行的光刀可使 R_a 降低约 40%,但光刀 1 min 后,继续光刀改善 R_a 的作用不再明显。

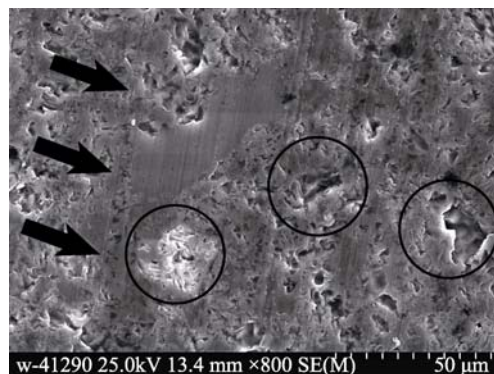


图1 RBSiC 的典型磨削表面形貌

Fig. 1 Typical ground surface of RBSiC

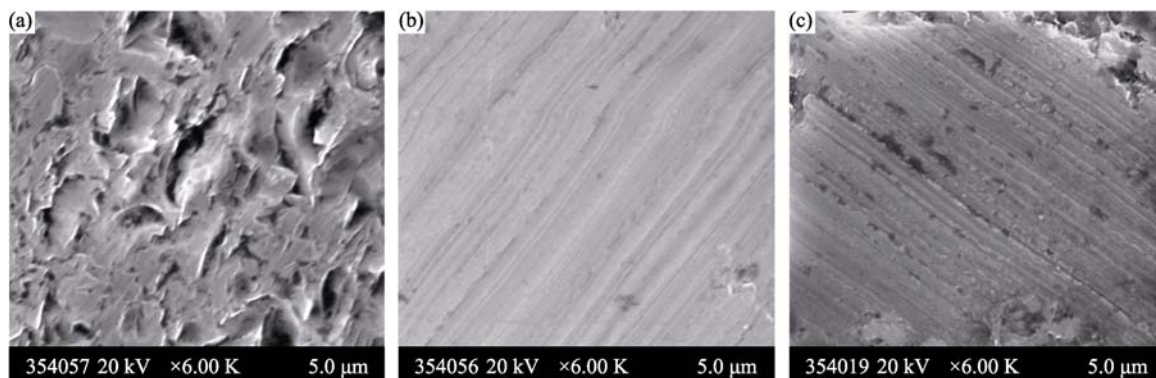
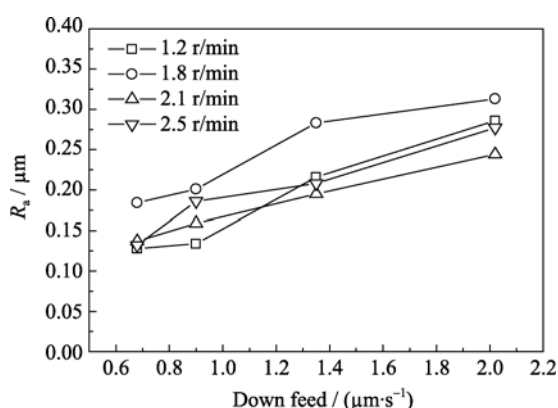
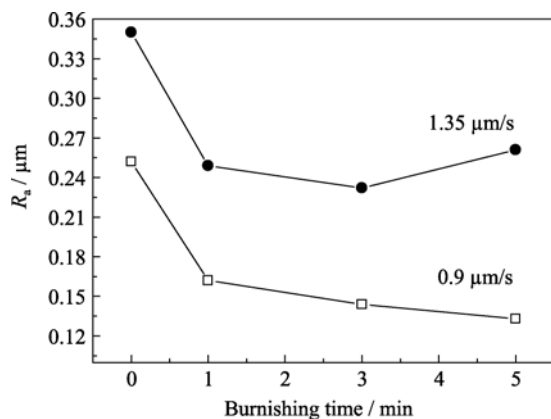


图 2 不同轴向进给速度磨削表面的 SEM 照片

Fig. 2 SEM images of surfaces ground at different down feeds

(a) 0.9 $\mu\text{m/s}$, brittle fracture area; (b) 0.9 $\mu\text{m/s}$, furrow area; (c) 1.35 $\mu\text{m/s}$, furrow area图 3 不同工作台转速下轴向进给对表面粗糙度 R_a 的影响Fig. 3 Influence of down feed on surface roughness R_a under different work table rotational speed图 4 光刀时长对 R_a 的影响Fig. 4 Influence of burnishing time on surface roughness R_a

2.3 亚表面损伤

利用界面粘接技术观察亚表面损伤^[13], 得到垂直磨削表面的截面如图 5 所示. 表面为一层凹凸不平的破碎层, 是材料通过磨削去除形成的最终表面. 利用光学显微镜测量破碎层厚度得到, 用 1.35 $\mu\text{m/s}$ 进给速度磨削后的破碎层厚度为 $(91.2 \pm 17.1) \mu\text{m}$,

比 0.9 $\mu\text{m/s}$ 的 $(77.8 \pm 15.8) \mu\text{m}$ 增加了 17%. 数据为两试样共 20 个测量值的平均值.

根据材料理论去除率与轴向进给间的正比关系^[14], 计算得 1.35 $\mu\text{m/s}$ 进给速度磨削材料的理论去除率是 0.9 $\mu\text{m/s}$ 的 1.5 倍、0.68 $\mu\text{m/s}$ 的 1.98 倍. 也就是说, 如果采用 1.35 $\mu\text{m/s}$ 进给速度磨削能将去除率提高 50%, 但破碎厚度增加 17% 需要后续的抛光去除, 因抛光速度远低于磨削速度, 加工效率反而降低.

从图 5 可知, 从破碎边缘起始, 向材料内部延伸有大量几微米到十几微米不等的小型裂纹; 也有少量的未扩展到表面的横向和纵向裂纹, 约 100 μm 的横向裂纹见图 5(a)左侧, 约 80 μm 的纵向裂纹见图 5(b)最右侧. 这些裂纹是因 SiC 的高脆性使位错在破碎位置增殖而产生^[15].

2.4 表面残余应力

磨削残余应力是由磨削过程中热载荷和机械载荷共同决定^[16], 在磨削过程中这两种作用同时发生, 而残余应力的产生取决于主导机理, 最终得到的有可能是压应力或者张应力^[17]. 磨削后的表面残余应力值如图 6 所示, 图中 2 类试样在工作台上的放置方向与 1 类垂直, 中心一致.

对于 1 类试样, 纵坐标负号说明表面处于压应

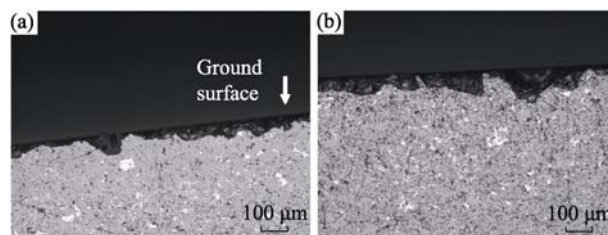


图 5 两种轴向进给磨削后的试样截面形貌

Fig. 5 Cross sections of the surfaces ground at different down feeds

(a) 0.9 $\mu\text{m/s}$; (b) 1.35 $\mu\text{m/s}$

力状态, 机械载荷处于主导地位. 因 SiC 材料脆性大, 磨削产生了大量凹坑和裂纹, 部分应力被释放, 所以数值不到 200 MPa. 从图 6 可见, 随着轴向进给增加, 1 类试样的压应力数值近乎呈线性下降. 这是由于轴向进给增加, 机械载荷和热载荷作用均增加, 但磨粒切削深度的增加使冷却液更难渗透进磨削带, 削弱了冷却效果, 导致磨削区域的局部温度升高, 使热载荷作用增强, 抵消了部分机械载荷的作用.

图 6 还显示 2 类试样与 1 类试样的残余压应力改变达 30%, 用 1.35 $\mu\text{m/s}$ 磨削后甚至出现拉应力. 有研究表明, 机械刃的挤压使烧结 SiC 表面的弹塑性变形具有方向性, 致使残余应力具有较微弱的方向依赖性^[18]. 不同的是, 本实验中残余应力的方向性与热载荷作用相关. 因放置方向(加工方向)不同, 2 类试样与砂轮的接触时间约是 1 类试样的 6 倍. 在磨削过程中, 磨削热沿砂轮移动方向传递, 累积热量使磨削带局部区域的散热较差, 热载荷作用增强, 尤其用 1.35 $\mu\text{m/s}$ 磨削时, 热载荷作用成为主导, 表面呈张应力状态. 试样表面呈压应力状态有助于裂纹闭合并起到延迟开裂的作用, 而张应力则会促使裂纹开裂^[19].

2.5 弯曲强度

两种轴向进给下磨削试样的平均强度、标准偏差如图 7 所示, 图中用 0.9 $\mu\text{m/s}$ 磨削比用 1.35 $\mu\text{m/s}$ 磨削后试样的强度高, 标准偏差值略小. 试样放置方向不同, 强度数值不同. 通常, 磨削会在表面形成两类裂纹, 分别为平行于磨痕方向的长直大尺寸裂纹和垂直于磨痕方向的相对较短的裂纹^[20], 因弯曲测试中张力轴与磨痕方向的差异导致强度存在方向依赖性. 虽然磨削后试样表面形成花纹形图案, 大尺寸裂纹与试样长轴不能绝对的平行和垂直, 但根据图 7, 两种轴向进给下 2 类试样强度低(图 7),

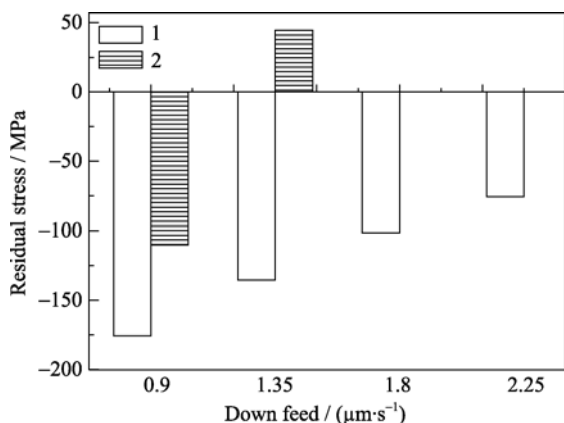


图 6 磨削表面的残余应力

Fig. 6 Residual stress of different ground surfaces

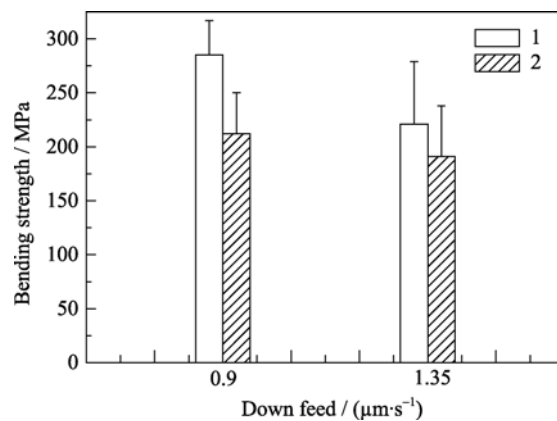


图 7 磨削试样的平均强度和标准偏差

Fig. 7 Average strengths and standard deviations of the ground specimens

说明其导致断裂的裂纹尺寸大于 1 类试样. 因此可以粗略认为长直裂纹会交于圆形工作台的中心.

比较图 6 和图 7 中数据可知, 表面为残余压应力且数值较大的试样强度高, 而表面为张应力的试样强度最低.

根据 0.9 和 1.35 $\mu\text{m/s}$ 磨削试样的粗糙度和强度数据可知, 表面粗糙度大的试样强度低. 由于磨削表面的粗糙度通常比较小, 即使整个磨削过程中的机械载荷和热载荷已经影响到磨削表面/亚表面层的物理机械性能, 也可能无法通过表面粗糙度及表面形貌表现, 因此有文献认为粗糙度与力学强度并没有单一的关系^[21-22], 强度主要由裂纹决定.

根据 Newman 模型的中心裂纹体应力强度公式^[18]

$$K_{IC}^0 = f \sigma_c \sqrt{\pi a_c} \quad (1)$$

式中 σ_c ——垂直裂纹受到的应力(临界断裂强度);

f ——考虑到裂纹长宽比的形状参数, 划痕状裂纹 $f=1.12$;

a_c ——引起断裂的垂直裂纹的尺寸.

再将非线性载荷和残余应力分布进行加权数学合并^[23], 计算得到用 1.35 $\mu\text{m/s}$ 磨削试样的 $a_c=0.32 \text{ mm}$ 比 0.9 $\mu\text{m/s}$ 磨制试样的 0.20 mm 大 60%. 由于只进行了加权合并, 计算的裂纹尺寸不是真实尺寸, 但可以作为损伤的特征参数进行比较. 两参数韦伯分布如图 8 所示. 轴向进给由 0.9 $\mu\text{m/s}$ 增加为 1.35 $\mu\text{m/s}$, 韦伯模量 m 由 10.2 降为 4.5, 由于 m 间接反应材料缺陷的分布状况, 因此 m 值越小, 裂纹尺寸分散性越大, 材料可靠性越低.

3 结论

对 RBSiC 材料的磨削加工特征进行了系统研

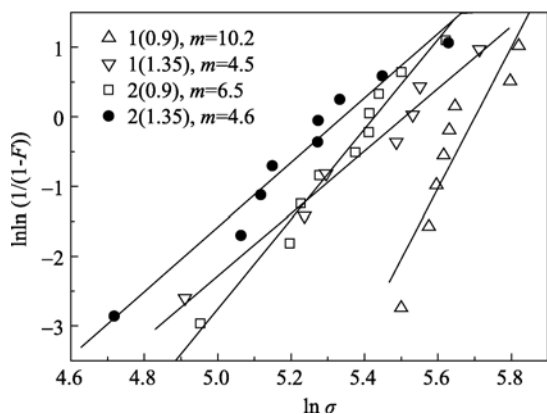


图 8 磨削试样的韦伯统计

Fig. 8 Weibull distribution for the ground specimens

究. 结果表明:

1)材料以脆性断裂去除为主, 表面含有大量裂纹及凹坑, 随着轴向进给增大, R_a 增加; 光刀能有效地降低粗糙度约 40%, 但光刀一定时间后作用效果减弱;

2)强度和残余应力的的大小均与加工方向有关. 随轴向进给增大, 冷却效果减弱, 磨削过程中热载荷作用增强, 致使残余压应力呈线性下降趋势;

3)为满足高加工效率的需要, 并获得较好的表面质量, 优选的磨削参数为: 工作台转速 2.1 r/min、轴向进给 0.9 r/min, 光刀 1 min.

参考文献:

- [1] Goela J S, Desai H D, Taylor R L, *et al.* Thermal stability of CVDSiC lightweight optics. *SPIE*, 1995, **2543**: 38–48.
- [2] 郝寅雷, 赵文兴, 翁志成. 新型反射镜材料——碳化硅. 宇航材料工艺, 2001(4): 11–14.
- [3] 张玉娣, 张长瑞, 周新贵, 等. SiC 基陶瓷卫星反射镜研究进展. 材料导报, 2002, **16**(9): 37–40.
- [4] Kaneda H. Optical performance of the ASTRO-F telescope at cryogenic temperatures. *SPIE*, 2003, **4850**: 230–241.
- [5] Katsuhiko T, Hiroshi I, Kazuhiko O, *et al.* New-Technology Silicon carbide (NT-SiC): demonstration of new material for large lightweight optical mirror. *SPIE*, 2005(5659): 138–146.
- [6] Inasaki I. Grinding of hard and brittle materials. *Annals of the CIRP*, 1987, **36**(2): 463–471.
- [7] 黄清伟, 高积强, 金志浩. 反应烧结碳化硅材料研究进展. 兵器材料科学与工程, 1999, **22**(1): 49–53.
- [8] 邓广敏, 陈锡让, 于思远, 等. 工程陶瓷精密研磨技术. 天津大学学报, 1996, **29**(1): 94–95.
- [9] Genzel Ch, Klaus M, Denks I, *et al.* Residual stress field in surface treated silicon carbide for space industry-comparison of biaxial and triaxial analysis using different X-Ray methods. *Material Science and Engineering A*, 2005, **390**(1/2): 376–384.
- [10] Shih A J, Lee N L. Precision cylindrical face grinding. *Precision Engineering*, 1999, **23**(3): 177–184.
- [11] 朱洪涛, 林滨, 吴辉, 等. 陶瓷磨削机理及其对表面/亚表面损伤的影响. 精密制造与自动化, 2004(2): 15–18.
- [12] 邓朝晖, 张璧, 孙宗禹, 等. 陶瓷磨削材料去除机理的研究进展. 中国机械工程, 2002, **13**(18): 22–47.
- [13] Xu H H K, Jahanmir S. Simple technique for observing subsurface damage in machining of ceramics. *Journal of The American Ceramic Society*, 1994, **77**(5): 1388–1390.
- [14] 田业冰. 硅片超精密磨削表面质量和材料去除率的研究. 大连: 大连理工大学硕士论文, 2005.
- [15] Zhang B, Zheng X L, Tokura H, *et al.* Grinding induced damage in ceramics. *J. Mat. Pro. Tec.*, 2003, **132**(1/2/3): 353–364.
- [16] Mahdi M, Zhang L C. Applied mechanics in grinding-V. thermal residual stresses. *Int. J. Mach. Tool. Manufact.*, 1997, **37**(5): 619–633.
- [17] Eigenmann B, Macherrauch E. Determination of inhomogeneous residual stress states in surface layers of machined engineering ceramics by synchrotron X-rays. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 1995, **97**(1-4): 92–97.
- [18] Li K, Liao T W. Surface/subsurface damage and the fracture strength of ground ceramics. *Journal of Materials Processing Technology*, 1996, **57**(3/4): 207–220.
- [19] Yang H T, Gao L, Yuan R Z, *et al.* Effect of residual stress on the bending Strength of ground $Al_2O_3/TiCN$ Ceramics. *Materials Chemistry and Physics*, 2003, **80**(1): 305–308.
- [20] Pfeiffer W, Hollstein T. Influence of grinding parameters on strength-dominating near-surface characteristics of silicon nitride ceramics. *Journal of the European Ceramics Society*, 1997, **17**(2/3): 487–494.
- [21] Hessert R, Eigenmann B, Vohringer O, *et al.* Fracture mechanical evaluation of the effects of grinding residual stresses on bending strength of ceramics. *Material Science and Engineering A*, 1997, **234-236**: 1126–1129.
- [22] Immelmann S, Welle E, Reimers W. X-ray residual stress analysis on machined and tempered HPSN-ceramics. *Material Science and Engineering A*, 1997, **238**(2): 287–292.
- [23] Roberts S G, Lawrence C W, Bisrat Y. Determination of surface residual stresses in brittle materials by hertzian indentation: theory and experiment. *J. Am. Ceram. Soc.*, 1999, **82**(7): 1809–1816.