

DOI: 10.3901/JME.2022.13.307

多晶碳化硅陶瓷磨削裂纹损伤形成机理研究*

戴剑博^{1,2} 苏宏华³ 王忠宾^{1,2} 丁文锋³ 傅玉灿³ 陈佳佳⁴

(1. 中国矿业大学机电工程学院 徐州 221008;

2. 中国矿业大学矿山智能采掘装备省部共建协同创新中心 徐州 221008;

3. 南京航空航天大学机电学院 南京 210016;

4. 南京林业大学机械电子工程学院 南京 210037)

摘要: 当前碳化硅陶瓷类硬脆材料磨削损伤形成机理研究主要是基于经典压痕断裂力学基础理论,然而对于具有复杂显微结构的陶瓷材料,磨削亚表面裂纹损伤形式和萌生扩展机理未必遵循经典压痕断裂力学理论。有鉴于此,重点从陶瓷材料显微结构层面开展碳化硅陶瓷磨削损伤形成机理研究,采用单颗金刚石磨粒轴向进给磨削试验方法,借助聚焦离子束、透射电镜等设备,分析碳化硅陶瓷磨削损伤特点,发现穿晶裂纹具有显著择优取向性,晶界对裂纹萌生具有显著诱导作用、对裂纹扩展具有显著阻碍作用;提出了 SiC 陶瓷磨削亚表面晶界裂纹系统,揭示了位错在晶界处塞积是晶界裂纹系统产生的机理;随磨削进行, SiC 陶瓷磨削亚表面晶界裂纹系统分别经历位错激发、位错运动至晶界处堆积、晶界处微裂纹萌生、晶界处微裂纹扩展汇合形成宏观沿晶裂纹和穿晶裂纹、裂纹扩展至磨削表面形成破碎凹坑五个跨尺度演化过程;基于位错塞积理论建立了晶界裂纹系统一般性的断裂力学模型,解析裂纹萌生与扩展临界条件;建立了晶粒尺度单颗金刚石磨削多晶 SiC 陶瓷有限元仿真模型,验证了 SiC 陶瓷磨削亚表面晶界裂纹系统模型的准确性。

关键词: 碳化硅陶瓷;亚表面裂纹损伤;显微结构;晶界裂纹系统

中图分类号: TG580

Research on the Crack Damage Formation Mechanisms of Polycrystalline Silicon Carbide Ceramics in Grinding Process

DAI Jianbo^{1,2} SU Honghua³ WANG Zhongbin^{1,2} DING Wenfeng³
FU Yucan³ CHEN Jiajia⁴

(1. College of Mechanical and Electrical Engineering, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221008;

2. Jiangsu Collaborative Innovation Center of Intelligent Mining Equipment, China University of Mining and Technology, Xuzhou 221008;

3. College of Mechanical and Electronical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016;

4. College of Mechanical and Electronical Engineering, Nanjing Forestry University, Nanjing 210037)

Abstract: The previous studies on the crack damage formation mechanism of the brittle materials grinding are mainly based on the classical indentation fracture mechanics. However, due to the microstructural heterogeneity of ceramics, the typical cracks generated in the ground surface/subsurface of SiC ceramics are not in accordance with the median/radial cracks system produced in the indentation process, the indentation fracture mechanics may not be valid for the analysis of the crack initiation and propagation during grinding SiC ceramics. Hence, the present research mainly focuses on the crack damage formation mechanism of SiC ceramics

* 江苏省基础研究计划(自然科学基金)(BK20210495)、中国博士后科学基金(2020M681761)和江苏高校优势学科建设工程(苏政办发〔2018〕87号)资助项目。20210825收到初稿,20220314收到修改稿

grinding from the microstructure perspective. A single diamond grinding method with axial feeding was applied on sintered silicon carbide (SSiC) to explore the role of microstructure on the crack damage formation mechanism. A scanning electron microscope and a transmission electron microscope were used to examine the surface and subsurface morphologies of the grinding groove, respectively. It is found that the propagation of semi-transgranular cracks has preferred direction, and the grain boundaries have distinct induction on the crack initiation and evident obstruction on the crack propagation. The grain boundary crack system is proposed on the subsurface of the ground SSiC, which was caused by the dislocation pileups at grain boundaries. As grinding proceeds, the trans-scale evolution of the grain boundary crack system experiences five stages: dislocation activating, dislocation moving to grain boundary and piling up, microcrack initiating at grain boundary, microcracks propagating and merging into macro intergranular crack and transgranular crack at grain boundary, intergranular crack and transgranular crack propagating to ground surface forming fractured pit. Based on the dislocations pile-up theory, a general fracture mechanics model of the grain boundary cracks system was built, and the critical conditions of the cracks initiation and propagation were analyzed. Finally, an FE model of single diamond grinding polycrystalline SiC ceramics is built to verify the grain boundary cracks system model.

Key words: silicon carbide ceramics; subsurface crack damage; microstructure; grain boundaries cracks system

0 前言

碳化硅陶瓷材料具有优异的物理化学性能,在航空航天、电子通讯、汽车工业、生物医疗等领域具有广泛应用^[1-2]。随航空航天、汽车电子、国防装备等重大需求的推动,碳化硅器件不断创造尺度、精度、效率的新极限,对该种材料的加工质量和效率提出更高的要求。磨削加工技术是碳化硅材料最主要的加工方法,约占整个加工工艺过程的 80%^[3]。然而,在碳化硅陶瓷磨削过程中,容易产生以裂纹为主要形式的表面/亚表面磨削损伤,增加了后续的研磨抛光时间,降低了零件的使用寿命。因此,以碳化硅陶瓷为代表的硬脆材料高效低损伤磨削加工技术成为当前先进制造领域研究的重点。

对磨削损伤形成机理的精准认识是科学地控制加工损伤、实现高效低损伤磨削加工的前提条件。由于实际磨削过程的复杂性,以及压头对材料的加载卸载过程与磨粒切入切除材料过程的相似性,很多学者致力于采用经典压痕断裂力学研究硬脆材料磨削加工裂纹损伤形成机理。LAWN 和 EVANS 等基于压痕断裂过程建立了中位裂纹成核模型^[4],分析得到压痕应力场中最大拉应力分布在弹性边界上,弹性边界处缺陷易在外界作用下,萌生成核形成中位裂纹。LAMBROPOULOS^[5]和 MALKIN^[6]等基于压痕断裂力学理论建立了尖锐压头印压过程中位裂纹和侧向裂纹尺寸理论计算公式,该模型成为了磨削加工表面/亚表面损伤研究的基础模型。

工程陶瓷的制备工艺决定了材料内部必然存在复杂的显微结构,这对陶瓷类多晶硬脆材料磨削损伤具有显著影响。AGARWAL 等^[7]在以较高的材料

去除率磨削加工 SiC 陶瓷时,发现 SiC 陶瓷磨削损伤主要是沿晶裂纹、晶粒内部的位错滑移、晶粒破碎留下的破碎凹坑等;XU 等^[8-10]开展了 Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4 等陶瓷的磨削加工性研究。研究结果表明,陶瓷中的细长晶粒、强度较弱的晶界以及玻璃相等显微结构会降低磨削加工损伤,陶瓷材料磨削加工损伤主要有沿晶微裂纹和晶粒脱落,不会出现较大的宏观中位/径向裂纹。WU 等^[11]采用聚焦离子束和透射电子显微镜分析了 Al_2O_3 陶瓷磨削亚表面三维形貌,发现磨削 Al_2O_3 材料主要是以沿晶断裂导致的晶粒拔出方式去除,大量的微裂纹发生在晶界处和李晶端部。

虽然有研究表明材料的显微结构对烧结陶瓷类硬脆材料磨削损伤具有不可忽视的影响,但是直到现在陶瓷类硬脆材料损伤形成机理研究均是以压痕断裂力学为理论基础,究其原因主要是陶瓷材料显微结构对磨削加工裂纹损伤形成机理及演变机制的影响缺乏深入的认识,基于材料学和断裂力学的多晶烧结陶瓷磨削加工裂纹损伤形成理论体系还未从根本上建立。由于复杂的晶体结构和显微结构,工程陶瓷磨削损伤形成过程是一个从微观、细观到宏观的跨尺度多层次演化过程,实际磨削加工陶瓷过程中会涉及位错滑移、沿晶断裂、穿晶断裂、晶粒剥落等跨尺度损伤群,为此本文提出基于材料显微结构层面,借助聚焦离子束、透射电镜等先进分析方法,分析碳化硅陶瓷磨削损伤特点,探究碳化硅陶瓷磨削损伤机理及跨尺度演化规律,建立碳化硅陶瓷磨削损伤模型,解析裂纹萌生与扩展临界条件;建立晶粒尺度的多晶碳化硅陶瓷磨削有限元模型,佐证碳化硅陶瓷磨削损伤模型的准确性。

1 单颗磨粒磨削碳化硅陶瓷试验设计

1.1 试验材料

本试验中采用无压烧结碳化硅陶瓷 (Pressureless sintered silicon carbide, SSiC), 其基本力学性能参数如表 1 所示。为了观测 SSiC 显微结构, 对抛光后的 SSiC 样件放入 550°C 熔融状态下的 NaOH 腐蚀 90 s, 然后用稀盐酸和蒸馏水清洗, 放入 SEM 下观察。图 1a 和 1b 分别是显示了 SSiC 陶瓷腐蚀前和腐蚀后的显微结构, SSiC 主要由大量 SiC 相和少量石墨相组成, SiC 晶粒随机分布, 平均尺寸约为 $6\text{ }\mu\text{m}$ 。从图 1 中可观察到 SSiC 显微结构显著不同于单晶 SiC 和非晶 K9 玻璃等均质材料, 其包含晶向各异的 SiC 晶粒和力学性能不一的石墨相、晶界、相界等复杂显微结构。

表 1 SSiC 材料性能参数

密度/(g/cm ³)	弹性模量/GPa	硬度/GPa	断裂强度/(MPa·m ^{1/2})
3.215	410	27.5	4

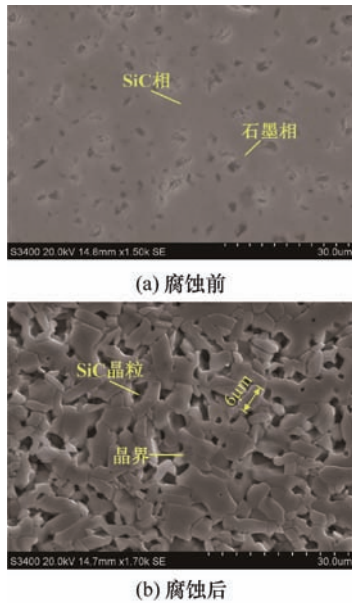


图 1 无压烧结碳化硅陶瓷显微结构

1.2 试验方案

本试验采用单颗磨粒轴向进给磨削方法, 如图 2 所示。该试验是在超精密成型平面数控磨床 (WAZA415X-NC) 上进行, 其主轴最高转速为 $3\ 600\text{ r/min}$, 主轴功率为 2.2 kW 。试验中采用的砂轮为可拆卸结块结构的单颗磨粒砂轮 (图 3), 先将优选后的 60/70 YK-9 金刚石磨粒牢固焊接在 45 钢芯轴上, 然后把焊有磨粒的芯轴通过螺栓和结块装配固定在单颗磨粒砂轮基体上。装配后的单颗磨粒砂

轮有效直径 $d_s=220\text{ mm}$ 。在 SSiC 样件下方装 KISTLER 9317C 型号三通道压电测力仪, 监测单颗金刚石磨粒磨削 SSiC 陶瓷样件过程。

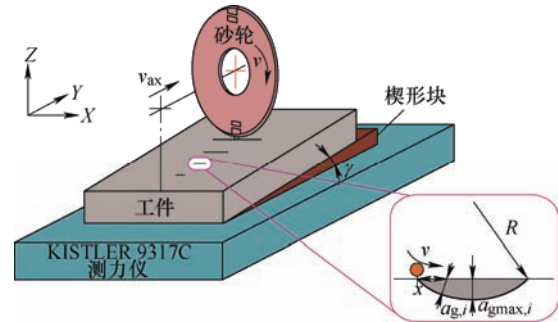


图 2 单颗磨粒磨削试验示意图

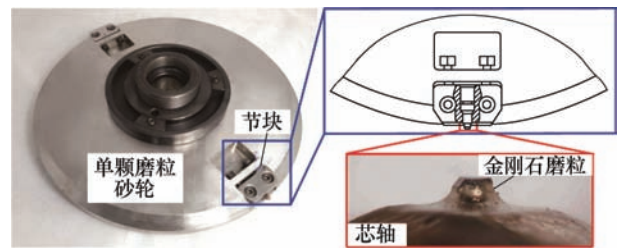


图 3 单颗磨粒砂轮装置图

为了更加真实模拟实际砂轮磨粒磨削过程和清晰观察磨削后遗留下的完整划痕表面/亚表面形貌, 本试验采用轴向进给单颗磨粒磨削方法, 即砂轮旋转一周后, 同时沿着轴向进给 1.5 倍的划痕宽度, 这样单颗金刚石磨粒与工件干涉划痕会被完整的保留在样件表面。在单颗金刚石磨粒磨削过程中, 砂轮线速度 $v_s=20\text{ m/s}$, 轴向进给速度 $v_{ax}=20\text{ mm/min}$ 。在工件另一端垫有楔形块, 沿着砂轮轴向进给方向样件表面与水平面呈 $\alpha=7^{\circ}$ 夹角, 因此随单颗金刚石磨削的进行, 单个划痕最大切厚 a_{gmax} 是逐渐增大的。根据磨粒与样件几何干涉关系, 第 i 个划痕单颗磨粒最大切厚可以表示为

$$a_{gmax,i} = \frac{\pi d_s v_{ax} \tan \alpha}{60 v_s} \cdot i \quad (1)$$

而对于某一特定划痕, 单颗磨粒切厚 a_g 总是先由 0 逐渐增加到 $a_{gmax,i}$ 然后再降低到 0, 因此划痕中任意位置单颗磨粒切厚可由下式计算得到

$$a_g = \frac{1}{2} \left(d_s - \sqrt{d_s^2 + 4x^2 - 8x \cdot d_s \sqrt{a_{gmax}}} \right) \quad (2)$$

式中, x 是由任意位置到磨粒与工件干涉起始点的距离, 可由 SEM 测量得到。

1.3 检测分析方法

在单颗磨粒磨削试验之后, 首先采用扫描电子显微镜 (SEM, Quanta-200) 观察划痕表面形貌; 然后

采用聚焦离子束(FIB, ZEISS Auriga Crossbeam 550)提取划痕中某一特定位置截面,并减薄至 50~70 nm;最后采用透射电子显微镜(TEM, FEI Talos)观察 FIB 制备的划痕截面薄片,分析不同磨削阶段的亚表面形貌。图 4 显示了 FIB 提取划痕某一截面位置以及该截面薄片的亚表面形貌。FIB 提取的划痕截面垂直于磨削方向,宽度为 7 μm ,深度为 9 μm ,在提取的划痕截面薄片最上一层是 Pt 保护层,保护 FIB 切割减薄过程中靠近磨削表面形貌不被损坏。在 Pt 层之下的灰色区域是单颗金刚石磨粒磨削 SSiC 陶瓷亚表面形貌,从图 4b 中可以明显看到靠近磨削面的两处裂纹和有清晰轮廓线的几个晶粒。由于 SEM 图片获得的划痕亚表面形貌信息有限,在薄片制备完后会进一步采用 TEM 观测以获得更加丰富的划痕亚表面形貌信息。

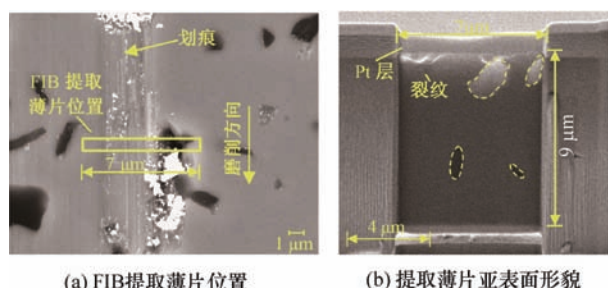


图 4 FIB 提取的薄片位置划痕表面/亚表面形貌

2 划痕损伤形貌特征

2.1 表面损伤

图 5 显示了划痕表面形貌随单颗磨粒切厚增大的演变情况。根据划痕表面形貌特征可以将随切厚增大的单颗磨粒磨削过程分成塑性去除、准塑性去除、准脆性去除和脆性去除四个阶段,如图 5a 所示。在金刚石磨粒与工件刚开始接触时,磨粒与工件干涉深度极小,单颗磨粒划过后留下像金属切削一样光滑表面,除了一些由金刚石磨粒微刃引起的塑性耕犁条纹,即使在 SiC 晶粒晶界处、石墨相相界处以及气孔处都没有观察到任何微小裂纹以及破碎凹坑等脆性去除特征,该阶段即为塑性去除阶段,如图 5b 所示。这意味着,虽然 SiC 陶瓷在制备过程中产生了一些石墨相、气孔相等对外加应力敏感的缺陷,这些缺陷在外部载荷作用下易引起局部应力集中导致裂纹萌生和扩展,但是在单颗磨粒切厚极小条件下 SSiC 碳化硅陶瓷仍然可以实现类金属一样的塑性域加工留下光滑无损伤表面;随单颗磨粒切厚的增加,耕犁条纹变得更加明显,当单颗磨粒切

厚增加到 0.08 μm 时,在 SiC 晶粒与石墨相交界处开始出现一些因断裂引起的破碎凹坑(图 5c),这说明材料的去除方式由纯塑性去除方式转变到准塑性去除方式。在 SiC 与石墨相交界处易产生断裂主要是因为石墨相与周围的 SiC 晶粒弹性模量以及断裂强度存在差异,当金刚石磨粒划过相界时,石墨和 SiC 晶粒发生不同程度的弹性变形,从而石墨相与 SiC 晶粒间必然产生间隙,随施加于相界面处载荷的增大,相界面间隙就会逐渐演变成破碎的凹坑;随单颗磨粒切厚进一步增加到 0.14 μm 时,由于金刚石磨粒作用产生的外加应力超过材料的临界强度,一些侧向裂纹和径向裂纹开始扩展到划痕表面,并留下断续的破碎凹坑(图 5d),在崩断凹坑的中间甚至可以看到显著的孔洞,这个孔洞可能是由晶粒拔出或者气孔处破碎导致的。在本文研究中,将划痕表面上出现断续破碎凹坑特征的阶段定义为准脆性去除。SSiC 陶瓷不同于单晶碳化硅以及 K9 玻璃等硬脆材料的一个显著特征就在于材料内部的非均匀一致性,晶界、石墨相、气孔相和碳化硅晶粒力学性能存在着显著的差异,这是划痕表面出现不连续破碎凹坑的原因;一旦单颗磨粒切厚超过临界值 0.30 μm 时,划痕整个表面会全部被破碎凹坑所覆盖,此即为脆性去除阶段(图 5e)。

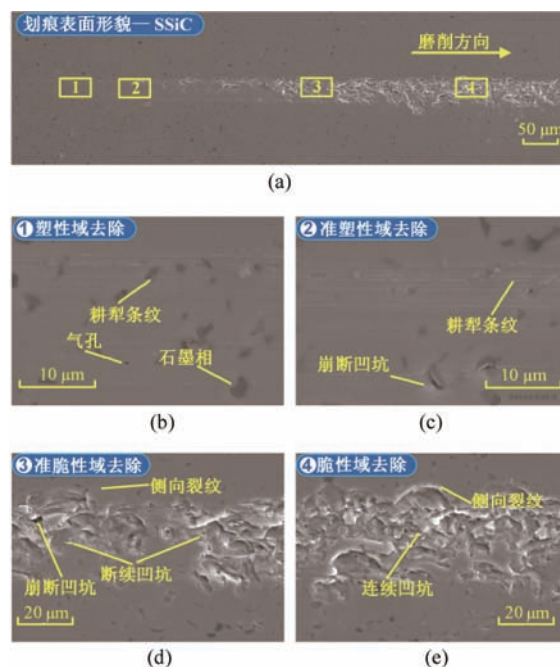


图 5 随磨粒切厚增加的划痕形貌演变过程

基于不同材料去除阶段划痕表面形貌特征,建立了 SSiC 陶瓷随磨粒切厚增加的划痕表面形貌演变模型,如图 6 所示。

① 塑性去除($a_g \leq 0.08 \mu\text{m}$): 带有一些耕犁条纹

的无裂纹损伤的表面,即使在石墨相、气孔等缺陷处也无断裂破碎特征(图 6a);② 准塑性去除($0.08 < a_g \leq 0.14 \mu\text{m}$): 除了一些更加显著的耕犁条纹外,由应力集中导致的一些微小的破碎凹坑出现在晶界、相界、以及气孔边缘等区域(图 6b);③ 准脆性去除($0.14 < a_g \leq 0.3 \mu\text{m}$): 在晶界等缺陷处,侧向裂纹萌生扩展至表面形成磨屑,在磨削表面留下断续的破碎凹坑(图 6c);④ 脆性去除($a_g > 0.3 \mu\text{m}$): 连续的断裂破碎凹坑覆盖整个磨削面,且在磨削面留有大量的径向裂纹(图 6d)。

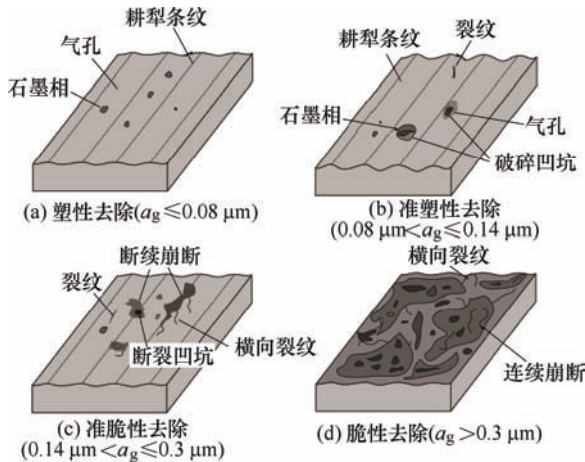


图6 随单颗磨粒切厚增大的划痕表面形貌演变模型

SSiC 陶瓷不同于其他单晶或非晶硬脆材料,其在制备过程中不可避免地会产生一些石墨相、气孔等显微结构缺陷,这些缺陷在较小的单颗磨粒切厚下也会引起局部脆性断裂,但是在更小的切厚下实现完全塑性域加工显然无法满足现实陶瓷加工效率要求,因此根据表面形貌特征以及断裂损伤分布特点对 SSiC 陶瓷去除阶段进行重新划分,有利于在满足某一损伤容限条件下获得最大的加工效率。

2.2 亚表面损伤

本文中主要采用透射电子显微镜(TEM)观测不同材料去除方式下的亚表面损伤形貌,相比于传统的扫描电子显微镜(SEM)和光学显微镜,TEM 可以观测到更加细小的显微结构,其分辨率可达 $0.2 \sim 0.1 \text{ nm}$ ^[12]。在进行 TEM 观测磨削亚表面形貌之前,首先选定亚表面损伤形貌观测位置,采用聚焦离子束(FIB)提取选定位置划痕截面,并低电压减薄 TEM 观测样件至 $50 \sim 70 \text{ nm}$ 。在本文研究中,主要选取三个位置观测亚表面损伤形貌,如图 7 所示。位置 1($a_g = 0.126 \mu\text{m}$)、2($a_g = 0.675 \mu\text{m}$)和 3($a_g = 0.054 \mu\text{m}$)分别对应准塑性去除阶段、脆性去除阶段和塑性去除阶段。

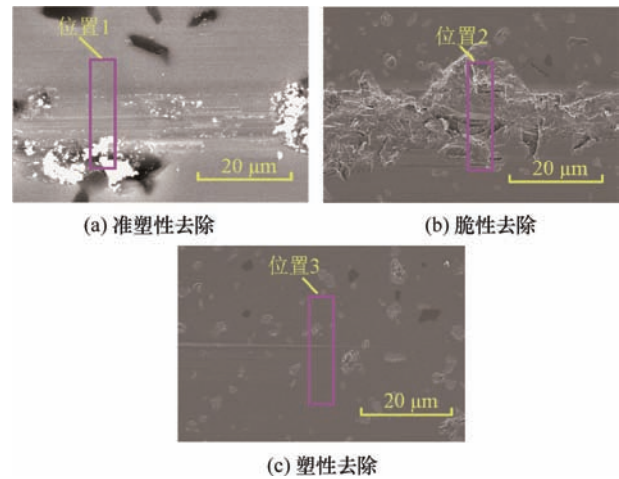


图7 亚表面损伤形貌观测位置

2.2.1 准塑性去除亚表面形貌

图 8 是准塑性去除方式下磨削亚表面损伤形貌 TEM 图片。从图中可以看到所选取的划痕截面包含 10 个晶粒和 1 个石墨相,晶粒间的晶界被黄色的虚线标出。根据明暗衬度的不同可以清楚地识别出图片中的裂纹和塑性变形区域。一个显著且有趣的现象是,选取的 TEM 样本截面中的裂纹损伤主要集中于 G1 晶粒内部,即准塑性去除方式下磨削亚表面损伤主要集中于靠近磨削表面的最上一层晶粒,很少有裂纹会穿越晶界,扩展至深一层晶粒,这反映了碳化硅陶瓷材料中的晶界对裂纹扩展的显著阻碍作用。另一个有趣现象是截面中的裂纹均是在晶界处萌生然后向晶粒内部靠近磨削表面方向扩展,从红色边框放大图中可以看到, $C_{st}1-5$ 裂纹扩展方向均一致,与晶界呈约 70° 夹角,这表现出该类裂纹扩展的强烈择优取向性。此外, $C_{st}1-5$ 裂纹并未

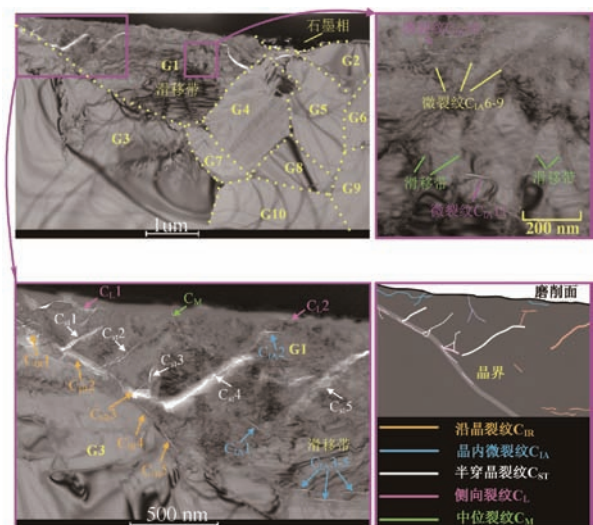


图8 准塑性去除阶段亚表面损伤形貌

扩展至磨削表面,意味着在一定条件下,即使磨削表面没有裂纹,亚表面裂纹已经产生。第三个有趣现象是在位错滑移带放大图中可以观察到,在位错滑移带的端部会有沿着位错滑移方向和近似垂直于位错滑移方向的微裂纹产生,这主要是因为位错滑移遇到障碍物后会塞积产生局部应力集中,进而导致微裂纹的产生,这意味着碳化硅陶瓷等硬脆材料发生位错运动往往伴随微裂纹损伤的产生,这与 JOHNSON 和 HOLMQUIST 提出的硬脆材料 JH2 本构模型相一致,即硬脆材料发生非弹性变形时也是损伤累积的开始^[13]。

在本文研究中,在晶界处出现的裂纹系统称为晶界裂纹系统,其与单晶或非晶均质硬脆材料磨削加工中产生的中位/径向裂纹系统不同。ZARUDI 和 ZHANG^[14]在精密磨削氧化铝陶瓷时,在磨削亚表面也未发现显著的中位/径向裂纹系统。在碳化硅陶瓷磨削亚表面并未发现压痕试验中出现的经典中位/径向裂纹系统主要有以下三个原因:①在压痕试验中,载荷多以静态或准静态速率(应变率小于 0.1 s^{-1})加载,而磨削过程磨粒切削载荷以高应变速率(应变率大于 1000 s^{-1})加载,不同应变率下硬脆材料的变形机制、力学响应、以及应力波传播方式均会有所不同;②压痕过程仅有法向垂直载荷,而磨削过程中有垂直于运动方向的法向载荷和沿着运动方向的切向载荷,这对磨粒与工件接触应力场中剪切应力与拉应力的分布会有极大的影响;③碳化硅陶瓷内部微观结构比较复杂,其材料内部存在大量力学性能不同的显微结构,如晶界、晶粒、以及硅相、石墨相等,对于碳化硅陶瓷类高脆性材料,晶界、晶粒等显微结构均会对裂纹的萌生和扩展产生重大影响,在本文中就发现晶界对裂纹的萌生具有显著的诱发作用(位错在晶界处塞积引发裂纹的萌生),和对裂纹扩展的阻碍作用(晶界处裂纹的产生消耗了大量能量,释放了集中应力,且两相邻晶粒晶向差异,导致裂纹难以穿越晶界)。

为了进一步分析裂纹扩展和分布特点,对晶粒 G1 内部两个区域进行局部放大。根据裂纹的萌生和扩展机理,将准塑性加工方式下磨削亚表面裂纹分为 5 类。

(1) 沿晶裂纹($C_{IR}1-5$): 这些裂纹主要在晶界处萌生且沿着晶界方向扩展,其裂纹萌生的原因主要有^[15]: 1)晶界处会含有外来原子、第二相、孔洞和杂质等缺陷,在外界压应力作用下,晶界处发生相对滑动,在滑移面末端产生较大的拉应力,触发裂纹的形成; 2)根据晶体位错基础理论,外力作用下,

位错在滑移面上沿着某一方向运动,当位错运动到像晶界一样的障碍物时会被阻断停止,后续的位错会运动至此处持续堆积,导致晶界处应力集中,超过晶界材料的断裂强度时,即产生微裂纹(如 $C_{IR}4$ 和 $C_{IR}5$ 裂纹),微裂纹持续扩展汇合最终形成沿晶裂纹(如 $C_{IR}1-3$ 裂纹)。

(2) 晶内微裂纹($C_{IA}1-9$): 纳米、亚微米级尺度微裂纹主要产生在晶粒内部(G1)。这些微裂纹往往是在位错滑移带附近产生,有的微裂纹是沿着滑移带方向($C_{IA}3-9$),有的则与滑移带近似呈 90° 夹角($C_{IA}1-2$, $C_{IA}10-11$),其萌生的原因也是当位错滑移带运动遇到杂质等障碍物时产生位错塞积,导致应力集中,进而引发微裂纹的萌生。

(3) 半穿晶裂纹($C_{ST}1-5$): 半穿晶裂纹起始于晶界处,并沿着滑移带向磨削表面扩展,当半穿晶裂纹扩展至磨削表面时和沿晶裂纹共同作用实现材料的去除,此即为穿晶断裂。碳化硅陶瓷材料在磨削过程中多以沿晶裂纹和穿晶裂纹汇合的穿晶断裂方式去除,这与脆性磨削表面中发现的破碎凹坑均小于一个晶粒尺寸现象相对应。

(4) 侧向裂纹(C_L1-2)和中位裂纹(C_M): 侧向裂纹和中位裂纹系统是硬脆材料磨削加工研究中最为著名的裂纹系统^[16]。侧向裂纹近似平行于磨削面,向磨削表面扩展,实现材料的去除,而中位裂纹向材料内部扩展,影响材料的强度。在碳化硅陶瓷磨削亚表面并未见到显著的侧向和中位裂纹系统,多以微裂纹为主,这意味着在 SSiC 磨削过程中,晶界裂纹系统比中位裂纹系统更容易产生。

总结准塑性去除方式下亚表面损伤形貌 TEM 图片中观察到的试验现象,碳化硅陶瓷在磨削过程中产生的裂纹损伤具有如下几个特点。

(1) 大量的裂纹主要集中在最靠近磨削面的一层磨粒内部,不会扩展至下一层晶粒,体现了晶界对裂纹扩展的显著阻碍作用。

(2) 由于位错在晶界处塞积,大量的裂纹在晶界处产生,然后向晶粒内部扩展,体现了晶界对裂纹萌生的引诱作用。

(3) 穿晶裂纹的扩展具有显著的择优取向性,往往是在解理面上沿着位错滑移方向扩展。

(4) 在 SiC 晶粒的内部,非弹性变形中位错滑移带的运动往往伴随亚微米级微裂纹损伤的产生。

(5) 在 SiC 陶瓷磨削过程中,由于晶界相对较弱的力学属性,晶界裂纹系统比中位、侧向裂纹系

统更容易产生。

2.2.2 脆性去除亚表面形貌

图 9 是脆性去除方式下磨削亚表面损伤形貌 TEM 图片。选取的观测划痕截面中包含 13 个晶粒, 晶粒和晶界以黄色虚线标注。从图中可以清晰看到 4 个显著裂纹(C1-4)。裂纹 C4 是在 TEM 薄片边界处, 从边缘未减薄区域一直扩展至截面底部。该裂纹应该是在 FIB 从 SSiC 样件基体中提取 TEM 薄片拖拽中产生的, 因此在本节中不再对裂纹 C4 进行详细讨论。TEM 图片中深黑色区域为 Pt 保护层, 浅灰色是提取的磨粒划痕截面形貌。根据明暗衬度的不同, 可以清晰看到磨削表面凹凸不平, 这主要是因为脆性拉伸断裂去除留下的大量破碎凹坑。裂纹 C1 粗大明显且靠近磨削表面, 从其放大图 9b 可以观察到该裂纹也是从晶界处萌生, 并向磨削表面扩展, 裂纹的萌生和扩展过程均在一个晶粒内部进行, 没有穿越晶界进入相邻晶粒。如放大图 9c 所示, 裂纹 C2 一端是沿着滑移带方向, 另一端是沿着晶界方向, 在裂纹中部横穿过位错滑移带, 裂纹产生的原因主要是因为位错遇到障碍物发生塞积导致应力集中, 进而导致裂纹在滑移带处萌生扩展。从图中可以观察到裂纹 C2 的两端均未扩展至磨削表面, 也就是说脆性拉伸断裂去除留下的破碎凹坑亚表面会留有大量显著的宏观裂纹。相对于裂纹 C1-2, 裂纹 C3 距离磨削面较远(约 $3\text{ }\mu\text{m}$)且细, 在较大的单颗磨粒切厚下, 有足够的外界应力驱动其穿越晶界, 向相邻的晶粒扩展, 如图 9d 所示。这也就是说, 在脆性去除方式下, 少部分裂纹会穿越过最上层晶粒晶界向更深一层晶粒扩展, 磨削裂纹损伤深度会超越一个晶粒的大小。综上所述, 碳化硅陶瓷在脆性方式去除下, 亚表面裂纹损伤具有以下几个特点。

(1) 在脆性去除方式下, SiC 陶瓷磨削瓷破碎凹坑磨削亚表面会留有大量的宏观裂纹, 大部分的裂纹在最上层晶粒内部扩展, 不会穿越晶粒。

(2) 在较大的单颗磨粒切厚下, 足够高的外加应力会驱动少部分裂纹穿越晶界, 向更深一层晶粒扩展, 即磨削损伤深度会大于一个晶粒尺寸大小。

(3) 晶界对裂纹的萌生和扩展有较大影响, 在脆性去除方式下磨削亚表面裂纹在晶界处萌生向晶粒内部沿着位错滑移方向扩展, 或者在晶粒内部位错滑移带处萌生扩展至晶界处发生转向并沿着晶界继续扩展。

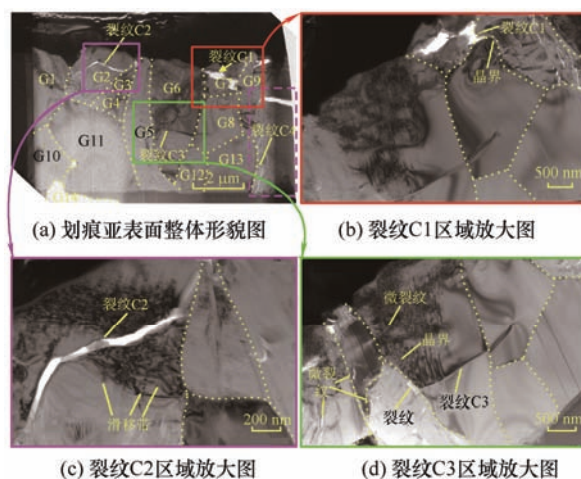


图 9 脆性去除阶段亚表面损伤形貌

2.2.3 塑性去除亚表面形貌

为了观测塑性去除阶段的划痕亚表面形貌, 首先 FIB 在高电压模式下快速制作出一个垂直与磨削方向的楔形凹坑, 然后将 FIB 调至低电压模式对楔形凹坑进行抛光, 最后借助 SEM 对亚表面划痕形貌进行观测, 图 10 是塑性去除方式下划痕亚表面形貌。选取的划痕截面中包含 5 个石墨相和一个气孔。在靠近划痕表面的石墨相处, 出现了小块破碎脱落现象, 在其他气孔和石墨相等易导致应力集中的显微结构缺陷周围没有看到任何裂纹损伤, 这意味着 SiC 陶瓷即使存在晶界、石墨相、气孔等缺陷仍然可以在较小的切厚下可以实现无裂纹损伤的塑性域加工, 与划痕表面形貌观测的结果相一致。

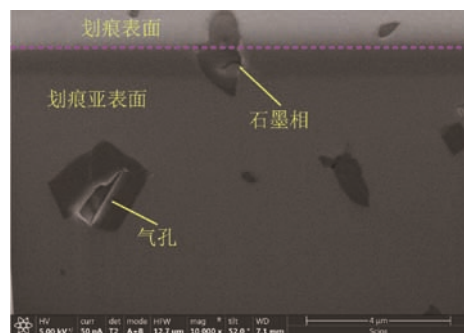


图 10 塑性去除阶段亚表面形貌

3 多晶碳化硅陶瓷磨削裂纹损伤模型及演化规律

在过去几十年中, 很多学者对硬脆材料加工损伤机理进行了大量的研究, LAWN 等^[4]基于准静态压痕试验提出了经典的硬脆材料中位/径向裂纹系统, 该系统模型也被广泛应用于硬脆材料切磨加工

工损伤研究中去, 用于预测加工过程总损伤深度, 临界加工用量等等。然而, 在本研究中, 根据脆性去除、准塑性去除以及塑性去除方式下亚表面形貌分析结果, 由于材料显微结构、磨削载荷施加速率以及磨削力方向的影响, 在 SSiC 陶瓷磨削过程中磨削亚表面形貌并未出现显著的中位/径向裂纹系统, 取而代之的是晶界裂纹系统和剪切层断(位错滑移、孪晶、层错等)微裂纹系统, 如图 11 所示。SSiC 磨削亚表面裂纹损伤模型具有以下几个显著特征。

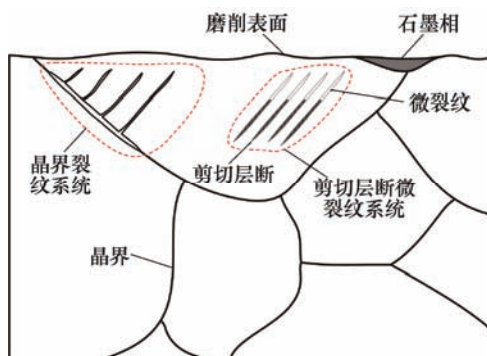


图 11 碳化硅陶瓷晶界裂纹系统损伤模型

(1) 主要的宏观裂纹和微观裂纹均集中于靠近磨削面的最上一层晶粒内部, 裂纹损伤深度小于一个晶粒尺寸大小, 晶界对裂纹的扩展表现出一定的阻碍作用。

(2) 碳化陶瓷磨削亚表面损伤模型主要包括因位错在晶界处塞积导致的晶界裂纹系统和在晶粒内部因位错滑移、孪晶、层错等导致的剪切层断微裂纹系统, 体现了晶界和晶粒晶体位错滑移系对裂纹萌生和扩展的显著影响。

(3) 在脆性去除方式下, 滑移带裂纹系统中的裂纹会在较大的载荷条件下穿越晶界向相邻晶粒内部扩展。

(4) 每一个微裂纹都源于剪切断层产生的应力集中, 如孪晶、层错等, 因此微裂纹损伤是材料微结构所固有的、本质的属性。

根据塑性、准塑性和脆性去除亚表面损伤形貌, 可以总结出 SSiC 陶瓷磨削过程中晶界裂纹系统跨尺度演变发育过程(图 12): (i) 金刚石磨粒以较小的切深磨削 SiC 陶瓷, 位错受激发并在滑移面上运动, 材料发生剪切变形, 如位错、孪晶、层错被认为是损伤的初始阶段; (ii) 随载荷的增加, 位错运动至晶界处并发生堆积; (iii) 位错塞积导致晶界处应力集中, 超过材料断裂强度时, 裂纹开始萌生, 在剪切断层末端晶界处产生微裂纹是损伤形成的第二阶段; (iv) 在外界磨削载荷持续作用下, 微裂纹开始沿着晶界、剪切层断发生扩展; (v) 当晶界裂纹和

剪切层断裂纹扩展至磨削表面时, 材料被去除, 在磨削表面留下磨削试验中常见的破碎凹坑, 该类破碎凹坑为沿晶和穿晶复合断裂方式去除材料产生的。

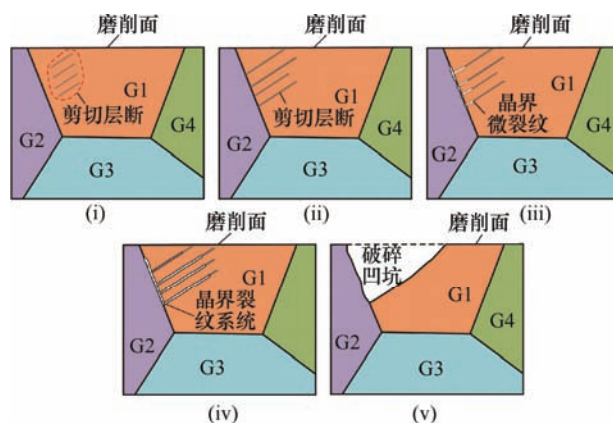


图 12 碳化硅陶瓷磨削晶界裂纹系统跨尺度演化模型

4 多晶碳化硅陶瓷晶界裂纹系统损伤力学模型

依据 TEM 观测得到的划痕亚表面晶界裂纹系统萌生与扩展过程, 建立了如图 13 所示的 SiC 陶瓷磨削过程中晶界裂纹系统演化的一般性断裂力学模型。该模型的关键是在于磨粒与工件接触应力区中源于剪切层断的微裂纹的萌生和随后的扩展, 即金刚石磨粒与碳化硅陶瓷样件充分接触时, 较大的静水压力与剪切应力共同作用下使得晶粒内部出现位错滑移、孪晶以及层错等形式的剪切层断 FF, 随磨粒与工件干涉深度进一步加深, 剪切层断运动到晶界处, 并在此处堆积导致应力集中, 最终当金刚石磨粒与工件干涉深度超过临界值时, 剪切层断堆积导致的集中应力超过碳化硅陶瓷晶界的断裂强度, 进而诱使裂纹 FC 的萌生。这个设想的过程是基于脆性材料中的位错塞积理论导致的裂纹萌生理论。

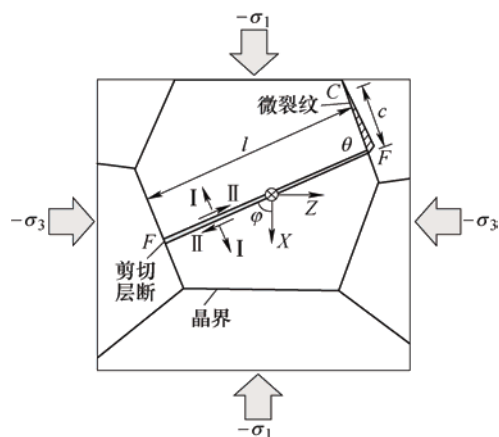


图 13 晶界裂纹系统断裂力学模型

(1) 剪切层断应力分析

在均质各向同性硬脆材料中, 裂纹的扩展会沿着拉应力最大方向扩展, 然而在现实中, 对于像 SiC 类多晶陶瓷材料, 剪切层断(位错滑移、孪晶、层错等)方向和裂纹扩展方向都会受到晶粒晶向、晶界以及相界的影响, 不再沿着最大主应力方向^[17]。在所建立的晶界裂纹系统断裂力学模型中, 在外加应力作用下, 微裂纹 FC 在剪切层断一端 F 处萌生并扩展, 剪切层断尺寸长度为 l , 最大值等于一个晶粒尺寸大小, 微裂纹 FC 沿着晶界扩展, 尺寸大小为 c , 剪切层断 FF 与 X 轴夹角为 φ , 裂纹与剪切层断 FF 夹角为 θ 。

外力作用在剪切层断 F-F 上的法向和切向应力可以表示为^[17]

$$\begin{cases} \sigma(\varphi) = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_3) + \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3)\cos 2\varphi \\ \tau(\varphi) = \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3)\sin 2\varphi \end{cases} \quad (3)$$

当 $\varphi=45^\circ$ 时, 外力作用在 F-F 剪切层断上剪切应力最大 $\tau(\varphi) = (\sigma_1 - \sigma_3)/2$, 此时作用在 FF 剪切层断上拉应力为 $\sigma(\varphi) = (\sigma_1 + \sigma_3)/2$, 相应作用在微裂纹 FC 上的应力可以表示为

$$\begin{cases} \sigma(\varphi - \theta) = \frac{1}{2}(\sigma_1 + \sigma_3) + \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3)\cos 2(\varphi - \theta) \\ \tau(\varphi - \theta) = \frac{1}{2}(\sigma_1 - \sigma_3)\sin 2(\varphi - \theta) \end{cases} \quad (4)$$

当 $\theta=45^\circ$ 时金刚石磨粒与工件材料接触作用产生在 FC 微裂纹面上拉应力最大^[18], 即 $\sigma(\varphi - \theta) = \sigma_1$, 此时作用在 FC 微裂纹面上剪切应力为 0, 即 $\tau(\varphi - \theta) = 0$ 。

式(3)和(4)分别是外在载荷(磨粒作用在碳化硅样件接触区的应力)施加在剪切层断 FF 和其引起的微裂纹 FC 上的应力。然而, 由于剪切层断在外力下会沿着切向发生一定的相对滑动, 因此材料内部结构变化不会对剪切层断法向上产生作用力, 从而剪切层断法向总作用应力等于外部载荷作用在剪切层断法向作用力, 即为

$$\sigma_F^N = \sigma(\varphi) \quad (5)$$

然而, 剪切层断在切向上产生相对滑动, 必然会受到摩擦阻力 $\mu_F \sigma_F^N$ 和剪切层断中材料结合力 τ_F , 从而作用在剪切层断切向上的总作用力可以表示为^[19]

$$\sigma_F^S = |\tau(\varphi)| - \mu_F \sigma(\varphi) - \tau_F \quad (6)$$

其中 μ_F 是剪切层断摩擦系数, 剪切层断中材料结合力 τ_F 可以通过下式计算得到^[20]

$$\tau_F = \frac{E}{1-\nu^2} \exp\left(\frac{-2\pi}{1-\nu}\right) \quad (7)$$

其中, E 是材料的弹性模量, ν 是泊松比。综合式(3)、(5)、(6)和(7)可以得到碳化硅陶瓷磨削过程中剪切层断上总的最大切应力为

$$\sigma_F^S = \frac{1}{2}\sigma_1(1+\mu_F) - \frac{1}{2}\sigma_3(1-\mu_F) - \frac{E}{1-\nu^2} \exp\left(\frac{-2\pi}{1-\nu}\right) \quad (8)$$

(2) 晶界裂纹系统演变过程的 K-field 分析

为了简化应力强度因子的计算, 将碳化硅陶瓷内部微裂纹简化成细小平面裂纹, 并在剪切层断的中间建立极坐标系 r , 极轴半径为 $C = l/2 + c$ 。在 FF 段裂纹以滑动形式扩展受最大剪切应力影响(II 裂纹扩展方式), FC 段裂纹以张开形式扩展受最大拉应力影响(I 型裂纹扩展方式)。为了确定裂纹萌生与扩展的临界条件, 假设在应力区最大剪切应力作用在剪切层断 FF 上, 即 $\varphi=45^\circ$, 最大拉应力作用在晶界微裂纹 FC 上, 则 $\theta=45^\circ$ 。在这种情况下, 作用在 FC 上的剪切应力为 0, 裂纹的扩展方式就转变为单纯的张开形式(I)。从而外在磨削力作用在微裂纹 FC 上的最大拉应力 σ_M^N 为

$$\sigma_M^N = \sigma_1 \quad (9)$$

和残余应力作用在微裂纹 FC 上的最大拉应力 σ_R 为

$$\sigma_R = \sigma_1^r \quad (10)$$

由于 K-field 场中应力强度因子可加和性, 微裂纹 FC ($C \geq l/2$, $c \geq 0$) 应力强度因子是由剪切应力、最大拉应力和残余应力共同作用产生, 根据细小平面裂纹应力强度因子计算标准表达式^[21]

$$K(C) = \frac{2}{(\pi C)^{1/2}} \int_0^c \frac{r\sigma(r)}{(C^2 - r^2)^{1/2}} dr \quad (11)$$

式中, $\sigma(r)$ 是细小平面裂纹区域的应力分布, SiC 陶瓷磨削中晶界裂纹扩展过程的 K-field 公式表述如下。

① 剪切层断切应力作用

作用在剪切层断上的剪切应力 $\sigma_F^S > 0$, 均匀分布在 $0 \leq r \leq l/2$ 上, 对微裂纹 FC 贡献的应力强度因子为

$$K_F(C, l) = \sigma_F^S l^{1/2} f_F(C/l) \quad (12)$$

式中, $f_F(C/l)$ 是与裂纹尺寸相关的量纲为一的函数, 其表达式为^[22]

$$f_F(C/l) = 2 \left(\frac{C}{\pi l} \right)^{1/2} \left\{ \left[1 - \left(1 - \frac{l^2}{4C^2} \right)^{1/2} \right] - \left(\frac{\nu}{2-\nu} \right) \left[1 - \left(1 - \frac{l^2}{4C^2} \right)^{3/2} \right] \right\} \quad (13)$$

② 最大拉应力作用。

均匀分布的应力场 σ_M^N 作用在 $l/2 \leq r \leq C$ 微裂纹上对应应力强度因子的贡献

$$K_M(C, l) = \sigma_M^N l^{1/2} f_M(C/l) \quad (14)$$

$f_M(C/l)$ 是与裂纹尺寸相关的量纲为一的函数^[22]

$$f_M(C/l) = 2 \left(C / \pi l \right)^{1/2} \left(1 - l^2 / 4C^2 \right)^{1/2} \quad (15)$$

③ 残余应力作用

残余应力也是裂纹扩展的另一重要驱动力, 作用在晶界处微裂纹的残余应力对应应力强度因子的贡献为^[17]:

$$K_R(C, l) = \sigma_R l^{1/2} f_R(C/l) \quad (16)$$

其对应的裂纹形状相关的量纲为一的函数为:

$$f_R(C/l) = 2 \left(C / \pi l \right)^{1/2} \left(1 - l^2 / 4C^2 \right)^{1/2} \quad (17)$$

根据 K 场的可加和性, 综合式(12)~(17), SiC 陶瓷磨削中晶界裂纹系统 K 场应力强度因子表达式如下

$$K_*(C, l) = K_F + K_M + K_R =$$

$$\sigma_F^S l^{1/2} f_F(C/l) + \sigma_R l^{1/2} f_R(C/l) + \sigma_M^N l^{1/2} f_M(C/l)$$

当微裂纹端部 K 场的应力强度因子超过陶瓷晶界断裂强度时 ($K_*(C, l) \geq K_{IC}$), 晶界处微裂纹则沿着晶界扩展。

由 SiC 碳化硅陶瓷磨削晶界裂纹 K 场表达式, 绘制出如图 14 所示的在不同单颗磨粒切厚 ($a_{gmax}=0.01 \mu m, 0.03 \mu m, 0.05 \mu m, 0.08 \mu m, 0.1 \mu m, 0.5 \mu m, 1 \mu m$)、磨粒刃圆半径为 $R=1 \mu m$ 和碳化硅陶瓷晶粒尺寸 $l=6 \mu m$ 条件下, 应力强度因子 K_I 随裂纹尺寸增大的变化趋势。SiC 陶瓷静态载荷下断裂强度 $K_{IC}=3.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 如图中灰色虚线所示。从图中可以发现, 当单颗磨粒切厚 $a_{gmax} < 0.05 \mu m$ 时, 不管裂纹尺寸大小 c 如何变化, 应力强度因子 K_I 均小于 SiC 陶瓷临界断裂强度 K_{IC} , 意味着, 在单

颗磨粒切厚载荷小于 $0.05 \mu m$ 时, 各种尺寸大小的裂纹均是稳定状态不会扩展, 也就是说, 对于 SiC 陶瓷样件, 在单颗磨粒切厚小于 $0.05 \mu m$ 载荷下, 可以获得不大于材料原始裂纹损伤程度的磨削加工质量; 当单颗磨粒切厚 $0.05 \mu m \leq a_{gmax} \leq 0.3 \mu m$ 时, K_I - c 曲线会与碳化硅陶瓷断裂强度灰色虚线有个交点, 在裂纹长度 c 小于临界交点时, 应力强度因子 K_I 大于材料断裂强度 K_{IC} , 在裂纹长度 c 大于临界交点时, 应力强度因子 K_I 小于材料断裂强度 K_{IC} , 这意味着在裂纹萌生之后, 裂纹会沿着晶界进行扩展, 但当裂纹尺寸扩展至交点临界裂纹尺寸时, 应力强度因子 K_I 小于材料断裂强度 K_{IC} , 裂纹停止扩展进入稳定状态, K_I - c 曲线与 K_{IC} 虚线交点即为在该单颗磨粒切厚磨削加工下遗留在磨削加工样件亚表面的裂纹大小; 当单颗磨粒切厚 $a_{gmax} > 0.3 \mu m$ 时, 应力强度因子 K_I 均大于材料断裂强度 K_{IC} , 这说明在此单颗磨粒切厚磨削条件下, 一旦裂纹萌生会一直扩展至磨削表面, 材料会以脆性断裂方式去除, 在磨削表面遗留破碎的凹坑和裂纹。

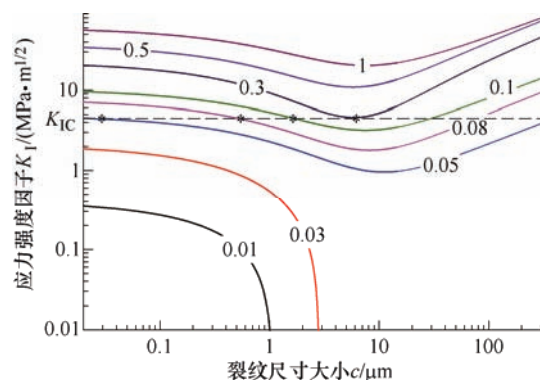


图 14 应力强度因子在不同单颗磨粒切厚条件下随裂纹尺寸大小变化趋势

图 15 是不同的磨粒刃圆半径 ($R=0.5 \mu m, 0.8 \mu m, 1 \mu m, 3 \mu m, 5 \mu m, 8 \mu m, 10 \mu m$)、单颗磨粒切厚 $a_{gmax}=0.08 \mu m$ 和碳化硅陶瓷晶粒尺寸 $l=6 \mu m$ 条件下, 应力强度因子 K_I 随裂纹尺寸 c 增大的变化趋势。从图中可以看出当磨粒刃圆半径 $R \leq 0.5 \mu m$ 时, K_I - c 曲线均在临界断裂强度 K_{IC} 以下; 当 $0.8 \mu m \leq R \leq 1 \mu m$ 时, K_I - c 曲线会与临界断裂强度 K_{IC} 有一交点; 当 $R \geq 3 \mu m$ 时, K_I - c 曲线均在临界断裂强度 K_{IC} 之上, 这反应了小刃圆半径磨粒(锋利磨粒)更有利于抑制裂纹的扩展, 实现 SiC 陶瓷材料的低损伤加工, 从断裂力学理论层面解释了近几十年硬脆材料精密/超精密磨削加工实践中更倾向于选择细粒度金刚石磨粒砂轮的原因。

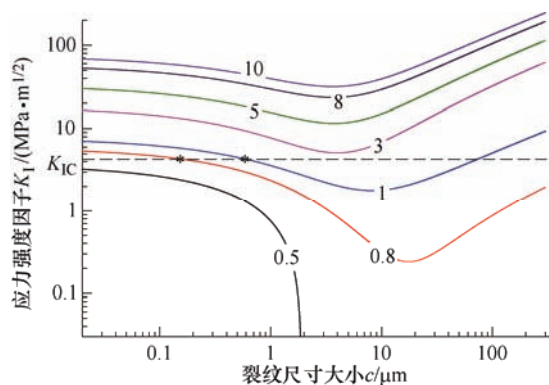


图 15 应力强度因子在不同磨粒刃圆半径条件下随裂纹尺寸大小变化趋势

5 有限元仿真分析

5.1 单颗磨粒磨削多晶碳化硅陶瓷有限元模型

在本有限元仿真模型中, 采用维诺图理论 (Voronoi diagrams) 建立多晶 SiC 陶瓷工件有限元几何模型, 以分析材料显微结构对 SiC 陶瓷磨削加工损伤的影响。图 16 是借助 Linux 系统平台下的大规模三维多晶体建模软件 Neper 在商业有限元软件 Abaqus 中建立的金刚石磨削 SSiC 陶瓷仿真几何模型。多晶 SiC 陶瓷样件尺寸为 $50 \times 20 \times 1 \mu\text{m}^3$, 包含 20 个碳化硅晶粒, 平均晶粒粒径约为 $6 \mu\text{m}$ 。为了验证 SiC 陶瓷磨削晶界裂纹系统演化模型的合理性, 在靠近磨削面晶粒内部建立可发生塑性变形的薄片, 厚度为 $0.1 \mu\text{m}$, 模拟在 SiC 陶瓷磨削过程中产生的剪切层断。单颗磨粒切厚 $a_{\text{gmax}} = 1 \mu\text{m}$, 磨粒磨削速度 $v_s = 20 \text{ m/s}$, 沿着 X 轴负方向运动。

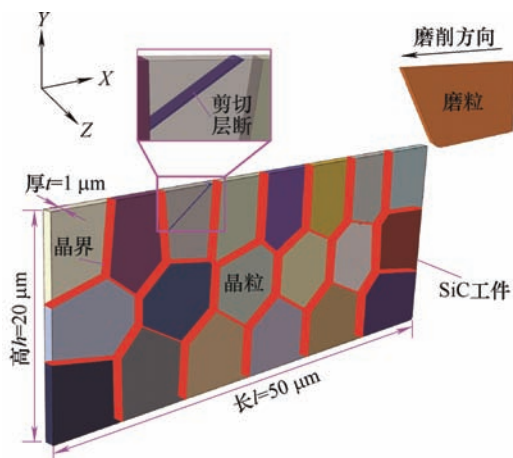


图 16 金刚石磨削多晶 SiC 陶瓷仿真几何模型

本文中, 采用 Johnson-Holmquist ceramic (JH-2) 材料本构模型模拟 SiC 晶粒在磨削载荷下的力学响

应, 该模型参数选用 Zhang 基于不同加载速率下霍普金森压杆试验数据通过迭代拟合获得的 SSiC 陶瓷 JH2 模型参数^[23]; 采用内聚力单元法 (CFEM) 模拟碳化硅晶界的力学响应行为, 该方法被多次成功应用于硬脆材料微观裂纹扩展研究和细观多晶材料显微组织的沿晶裂纹扩展研究; 相对于基体材料, 剪切层断易在较大的剪切应力作用下发生塑性流动, 因此, 采用经典的 Johnson-Cook (JC) 材料本构模型来模拟剪切层断的力学响应行为。

5.2 有限元仿真结果

在本单颗金刚石磨削多晶 SiC 陶瓷有限元仿真模型中, 除了 JH2 模型参数是基于实验数据迭代计算获得, 内聚单元参数和 JC 模型参数均是基于理论公式计算或者估算得到, 与实际材料力学性能参数可能会有些差距, 进而降低模型仿真结果的精确度。因此, 本仿真研究的目的旨在定性分析剪切层断晶界裂纹系统演化过程, 运用有限元方法佐证基于经典断裂力学理论建立的晶界裂纹系统模型的准确性, 而不在于获取精确的晶界裂纹系统形成的临界条件。有限元仿真结果分析中主要包含两个部分, 一个是随金刚石磨粒的切入, 剪切层断晶界裂纹系统的演变过程, 另一个是剪切层断、晶界等显微结构对应力场分布的影响。

(1) 剪切层断晶界裂纹系统演变过程。

图 17 是金刚石磨削行程 L 分别为 $27.5 \mu\text{m}$ 、 $30.75 \mu\text{m}$ 、 $31.5 \mu\text{m}$ 、 $33.5 \mu\text{m}$ 、 $35 \mu\text{m}$ 时的 SiC 陶瓷加工损伤状态, 显示了剪切层断对晶界裂纹系统演变过程的影响。在磨削行程 $L = 27.5 \mu\text{m}$ 时, 金刚石磨粒刚刚与 G1 晶粒接触, 此时晶粒内部的应力状态不足以激发剪切层断的发生; 但当磨粒运动到 G1 晶粒正上方时, 即 $L = 30.75 \mu\text{m}$, 剪切层断在较大应力水平下被激发, 并向晶界处延伸 (图 17b)。当磨粒磨削行程 L 增大到 $31.5 \mu\text{m}$ 时, 剪切层断延伸到晶界。随磨粒继续向前切削, 剪切层断发生相对滑动, 进一步增大晶界处承受的拉应力, 裂纹萌生, 并迅速扩展, 当磨粒切削行程为 $L = 33.5 \mu\text{m}$ 时, 晶界裂纹向上扩展至磨削表面, 从而形成碳化硅陶瓷样件的沿晶-穿晶混合断裂方式 (图 17d), 留下破碎凹坑, 这与单颗磨粒磨削试验中观测的亚表面裂纹损伤形貌一致。随单颗磨粒磨削的进一步进行, 由于该仿真模型中单颗磨粒切厚 $a_{\text{gmax}} = 1 \mu\text{m}$ 载荷较大, 裂纹会沿着晶界进一步扩展, 增加裂纹损伤深度, 如图 17e 所示。

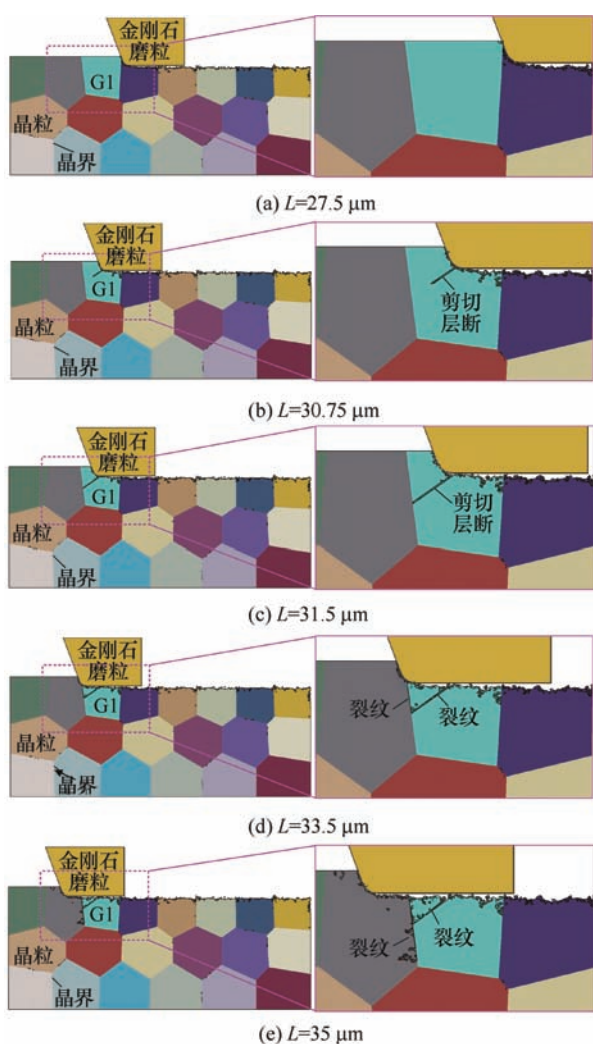


图 17 晶界裂纹系统演化过程

(2) 第一主应力场。

SiC 陶瓷在磨削过程中之所以没有出现像单晶或非晶硬脆材料压痕过程中出现的中位/径向裂纹系统, 主要是因为陶瓷材料的制备过程中产生的晶界、层错、气孔等显微结构对单颗磨粒磨削应力场大小及方向的分布会有重要影响。因此, 该部分主要从第一主应力大小和方向的角度分析晶界裂纹系统形成的过程及显微结构对晶界裂纹系统形成的影响。

图 18 显示了在金刚石磨削碳化硅陶瓷不同磨削行程($L=27.5$ 、 30.75 、 31.5 、 33.5 、 $35 \mu\text{m}$)下第一主应力大小及其方向分布, 箭头的颜色代表第一主应力值的大小, 箭头的方向表示第一主应力的方向。在应力分析中, 重点关注磨粒前刀面与工件接触区域 Q1、磨粒划过区域 Q2、G1 晶粒晶界处区域 Q3、剪切层断区域 Q4 和 G1 晶粒另一晶界处区域 Q5, 如图 18 所示。

在不同的磨削行程下, Q1 区域始终承受着整个磨削应力场中最大拉应力, 这与压痕试验过程有着

很大的不同: 在压头加载过程中应力场主要分布压应力, 到压头逐渐卸载过程中才会产生拉应力, 导致侧向裂纹扩展至表面实现材料的去除; 而磨削过程是磨削载荷一直加载的过程, 在切向和法向磨削力共同作用下磨粒前刀面与工件接触区域 Q1 一直承受拉应力, 实现材料切削去除。因此, 运用压痕应力场模型和裂纹萌生扩展理论研究磨削过程的裂纹形成机理及临界条件显然是不可取的。

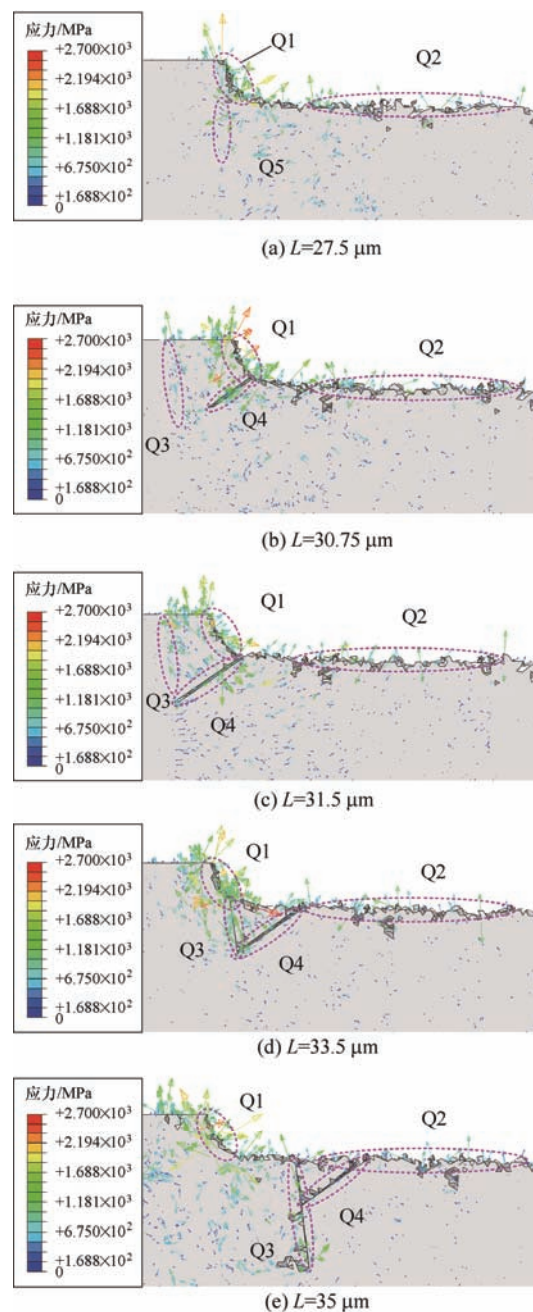


图 18 金刚石磨粒磨削碳化硅陶瓷过程中第一主应力大小及方向分布

磨粒划过区域 Q2(磨削表面区域)在不同磨削行程下均为拉应力, 此即为磨削后表面遗留的残余拉应力, 这与压痕表面应力状态一致。仔细观察不同

磨削行程下 G1 晶粒晶界处 Q3 区域, 相对于晶粒其他位置, Q3 区域始终是第一主应力箭头密集分布的位置, 这意味着在力学层面, 晶界显微结构易引起应力集中, 这也是在 SiC 陶瓷磨削过程中晶界处易产生裂纹的重要原因。

对于 Q4 剪切层断区域, 在磨削行程 $L=30.75\ \mu\text{m}$ 时, 剪切层断刚被激发并向晶界处延伸, 从图 18b 中可以看到, Q4 区域第一主应力主要是沿着剪切层断切向, 在此应力作用下, 剪切层断具有沿着切向相对滑动的趋势, 当磨削行程 L 增长到 $31.5\ \mu\text{m}$ 时, 剪切层断延伸至晶界处, 此时观察图 18c 可以看到, Q4 区域不仅有一部分第一主应力沿着剪切层断切向还有一部分第一主应力是沿着剪切层断法向, 这说明剪切层断同时受到切向和法向拉应力作用, 切向拉应力导致晶界处位错塞积, 促进了晶界处裂纹的萌生, 法向拉应力引起剪切层断自身裂纹的萌生和扩展, 这可以解释图 8 中晶粒内部出现方向一致的半穿晶裂纹 $C_{st}1-5$ 产生的原因。

6 结论

(1) 在 SiC 陶瓷磨削过程中, 大量位错运动到晶界处塞积, 导致微裂纹在晶界处萌生, 晶界对裂纹具有诱导作用, 另一方面晶界处裂纹萌生扩展消耗了能量, 释放了集中应力, 大部分裂纹主要集中在靠近磨削面的晶粒内部, 体现了晶界对裂纹扩展的显著阻碍作用。

(2) 在 SiC 陶瓷磨削亚表面更倾向于产生晶界裂纹系统, 而非中位/径向、侧向裂纹系统, 晶界裂纹系统分别经历了位错激发、位错运动至晶界处堆积、晶界处微裂纹萌生、晶界处微裂纹扩展汇合形成宏观沿晶裂纹和穿晶裂纹、裂纹扩展至磨削表面形成破碎凹坑五个跨尺度演化过程。

(3) 建立了晶界裂纹系统一般性的断裂力学模型, 当 $a_{gmax} \leq 0.03\ \mu\text{m}$ 时, 应力强度因子 K_I 恒小于断裂强度 K_{IC} , 裂纹处于稳定状态不会扩展; 当 $0.03\ \mu\text{m} < a_{gmax} \leq 0.3\ \mu\text{m}$ 时, 较小尺寸裂纹 $K_I \geq K_{IC}$ 发生扩展, 裂纹扩展至 $K_I \leq K_{IC}$ 时达到稳定状态停止扩展, 遗留在材料内部形成亚表面裂纹损伤; 当 $a_{gmax} > 0.3\ \mu\text{m}$ 时, 应力强度因子 K_I 恒大于临界断裂强度 K_{IC} , 亚表面裂纹扩展至磨削表面形成破碎凹坑。

(4) 基于 Voronoi 图的基本理论, 建立了晶粒尺度单颗金刚石磨削多晶 SiC 陶瓷有限元模型, 仿真获得的晶界裂纹系统扩展过程与理论分析结果相一

致, 验证了晶界裂纹系统模型的准确性。

参 考 文 献

- [1] DZURAK A. Quantum computing: diamond and silicon converge[J]. Nature, 2011, 479: 47-8.
- [2] SHORE P. Precision engineering for astronomy and gravity science[J]. CIRP Annals-Manufacturing Technology, 2010, 59: 694-716.
- [3] 于思远, 林彬. 工程陶瓷材料的加工技术及其应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2008.
- [4] YU Siyuan, LIN Bin. Processing technology and application of engineering ceramics[M]. Beijing: China Machine Press, 2008.
- [5] LAWN B R, EVANS A G. A model for crack initiation in elastic/plastic indentation fields[J]. Journal of Materials Science, 1977, 12: 2195-2199.
- [6] LAMBROPOULOS J C, LI Y, FUNKENBUSCH P, et al. Non-contact estimate of grinding-induced subsurface damage[J]. Proceedings of SPIE-The International Society for Optical Engineering, 1999, 3782: 41-50.
- [7] MALKIN S, HWANG T W. Grinding mechanisms for ceramics[J]. CIRP Annals Manufacturing Technology, 1996, 45(2): 569-580.
- [8] SANJAY A, RAO P V. Grinding characteristics, material removal and damage formation mechanisms in high removal rate grinding of silicon carbide[J]. International Journal of Machine tools & Manufacture, 2010, 50: 1077-1087.
- [9] XU H H K, JAHANMIR S, WANG Y. Interactions between parallel scratches in alumina[J]. Journal American Ceramic Society, 1995, 78(4): 881-891.
- [10] PADTURE N P, EVANS C J, XU H H K, et al. Enhanced machinability of a silicon carbide ceramic via microstructure design[J]. Journal American Ceramic Society, 1995, 78(1): 215-217.
- [11] XU H H K, JAHANMIR S. Scratching and Grinding of a machinable glass-ceramic with weak interfaces and rising T-curve[J]. Journal American Ceramic Society, 1995, 78(2): 497-500.
- [12] WU H Z, INKSON B J, ROBERTS S G. Subsurface deformation of machined Al_2O_3 and $\text{Al}_2\text{O}_3/5\text{vol}\%\text{SiC}$ nanocomposite[J]. Journal of Microscopy, 2001, 201: 212-220.
- [13] 陶文宏, 杨中喜, 师瑞霞. 现代材料测试技术[M]. 北京: 化学工业出版社, 2013.

- TAO Wenhong, YANG Zhongxi, SHI Ruixia. Modern material testing technology[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2013.
- [13] JOHNSON G R, HOLMQUIST T J. An improved computational constitutive model for brittle materials[J]. Journal of Applied Physics, 1994, 309: 981-984.
- [14] ZARUDI I, ZHANG L. On the limit of surface integrity of alumina by ductile-mode grinding[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2000, 122: 129-134.
- [15] SHIH C J, MEYERS M A, NESTERENKO V F, et al. Damage evolution in dynamic deformation of silicon carbide[J]. Acta Materialia, 2000, 48: 2399-2420.
- [16] MALKIN S, HWANG T W. Grinding mechanisms for ceramics[J]. CIRP Annals, 1996, 45(2): 569-580.
- [17] LAWN B R, PADTURE N P, GUIBERTEAU F, et al. A model for microcrack initiation and propagation beneath Hertzian contacts in polycrystalline ceramics[J]. Acta Metal Material, 1994, 42(5): 1683-1693.
- [18] ASHBY M F, HALLAM S D. The failure of brittle solids containing small cracks under compressive stress states. Acta Metallurgica, 1986, 34(3): 497-510.
- [19] JAEGER J C, COOK N G W. Fundamentals of Rock Mechanics[M]. New York: Chapman & Hall, 1971.
- [20] JOÖS B, REN Q. Peierls-Nabarro model of dislocations in silicon with generalized stacking-fault restoring forces[J]. Physical Review B, 1994, 50(9): 5890-5898.
- [21] LAWN B R. Fracture of brittle solids[M]. 2nd edn. Cambridge University Press (1993).
- [22] LATHABAI S, RÖDEL J, LWAN B R, et al. Fracture mechanics model for subthreshold indentation flaws[J]. Journal Material Science, 1991, 26, 2157.
- [23] ZHANG D, ZHAO L G, ROY A. Mechanical behavior of silicon carbide under static and dynamic compression[J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 2019, 141(011007): 1-10.

作者简介: 戴剑博, 男, 1989 年出生, 博士, 讲师。主要研究工程陶瓷高效低损伤加工。

E-mail: jianbodai@cumt.edu.cn

苏宏华(通信作者), 男, 1966 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为高效精密加工。

E-mail: shh@nuaa.edu.cn