

DOI: 10.3901/JME.2022.15.031

# 关于硬脆材料去除机理与加工损伤的理性思考\*

卢守相<sup>1</sup> 杨秀轩<sup>2</sup> 张建秋<sup>1</sup> 周聪<sup>1</sup> 殷景飞<sup>3</sup> 张璧<sup>1</sup>

- (1. 南方科技大学机械与能源工程系 深圳 518055;
2. 大连理工大学机械工程学院 大连 116024;
3. 南京航空航天大学机电学院 南京 210016)

**摘要:** 硬脆材料是典型的难加工材料。长期以来,实现“延性域”磨削被认为是消除加工损伤的重要途径。从“临界切深模型”和“延性域磨削条件下的损伤”两个角度分析了“延性域”磨削理论存在的问题,从“尺寸效应”、“应变率效应”和“温度效应”三个方面讨论了影响硬脆材料磨削加工损伤的主要因素,并基于位错理论对磨削加工材料去除机理、变形和断裂机制、加工损伤等重要问题进行了理性思考。旨在澄清“延性域”磨削加工的概念,并证明了“延性域”磨削并不代表没有加工损伤。硬脆材料的塑性变形或脆性断裂是“尺寸效应”、“温度效应”与“应变率效应”三者相互竞争、综合作用的结果,超高速磨削在降低硬脆材料加工损伤、提高加工效率方面有巨大的工程应用潜力。

**关键词:** 延性域;硬脆材料;磨削加工;材料去除机理;加工损伤

**中图分类号:** TG580

## Rational Discussion on Material Removal Mechanisms and Machining Damage of Hard and Brittle Materials

LU Shouxiang<sup>1</sup> YANG Xiuxuan<sup>2</sup> ZHANG Jianqiu<sup>1</sup> ZHOU Cong<sup>1</sup>  
YIN Jingfei<sup>3</sup> ZHANG Bi<sup>1</sup>

- (1. Department of Mechanical & Energy Engineering, Southern University of Science and Technology, Shenzhen 518055;
2. School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024;
3. College of Mechanical & Electrical Engineering, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016)

**Abstract:** Hard and brittle materials are typical difficult-to-machine materials. For a long time, the realization of ‘ductile-regime’ grinding has been considered to be the main way towards obtaining high-quality parts. In this study, the problems associated with ‘ductile-regime’ grinding of hard and brittle materials are analyzed from two perspectives of ‘critical depth model’ and ‘damage hidden underneath the ductile-regime’. The main factors resulting in grinding damage to hard and brittle materials are discussed from three factors of ‘size effect’, ‘strain rate effect’, and ‘temperature effect’. Based on the dislocation theory, some important issues such as material deformation, fracture, and removal mechanisms, and machining damage are extensively discussed. This paper is intended to clarify ‘ductile-regime’ grinding, and further demonstrate that ‘ductile-regime’ grinding does not necessarily reflect grinding quality due to subsurface damage induced in a grinding process. Whether plastic deformation or brittle fracture should occur in grinding of hard and brittle materials is a result of the competition and comprehensive interactions among the ‘size effect’, ‘temperature effect’, and ‘strain rate effect’. Ultra-high-speed grinding has a great potential in suppressing machining damage and improving machining efficiency for hard and brittle materials.

**Key words:** ductile-regime; hard and brittle materials; grinding; material removal mechanism; machining damage

\* 深圳市人才(KQTD20190929172505711)、国家自然科学基金青年基金(52105453)、中国博士后科学基金(2020TQ0149、2021M691569)和深圳市跨尺度制造力学重点实验室(ZDSYS20200810171201007)资助项目。  
20210908 收到初稿, 20211228 收到修改稿

## 0 前言

硬脆材料,顾名思义,具有硬度高、脆性大的特点,是典型的难加工材料。根据微观结构的不同特点,硬脆材料可分为单晶(如单晶硅)、多晶(如氧化铝陶瓷、碳化硅陶瓷、氮化硅陶瓷)、非晶(如K9玻璃、BK7玻璃)三类,复合材料中的硬质增强相也属于硬脆材料,如SiCp/Al复合材料中的SiC颗粒、硬质合金中的WC等。硬脆材料在半导体<sup>[1-2]</sup>、精密仪器<sup>[3]</sup>、空间光学<sup>[4]</sup>、生物医学<sup>[5]</sup>、切削刀具<sup>[6]</sup>等领域占据重要地位。由于此类材料的硬度大,切削、铣削加工不适用,通常使用磨削加工。然而,磨削过程中极易造成硬脆材料表面/亚表面加工损伤,削弱工件的使用性能。长期以来,硬脆材料属于难加工材料,加工效率低下,加工损伤难以避免。

在硬脆材料加工领域,BIFANO<sup>[7]</sup>首先提出了“延性域”磨削概念,认为单颗磨粒的切削深度低于某临界值时,硬脆材料处于“延性域”去除模式,而“延性域”去除模式有利于降低加工损伤,提高加工质量。基于压痕断裂力学,BIFANO建立了“延性域”磨削的临界切深模型,并把工件表面可观测的脆性断裂区域少于10%作为判定“延性域”去除模式的指标。“延性域”概念得到了诸多学者的认同,然而其他学者对“延性域”的理解并非一致。YANG等<sup>[8]</sup>将硬脆材料磨削过程中,前一个磨粒造成的裂纹能够被下一个磨粒去除的状态称为“延性域”磨削。黄含等<sup>[9]</sup>学者认为,“延性域”磨削过程中可能产生微裂纹,但是要确保任何此类裂纹不会延伸到加工的亚表面,而且“延性域”磨削造成的亚表面损伤对零件性能和使用寿命的影响不明显。黄含还对BIFANO的临界切深模型进行了修正<sup>[10]</sup>,同时指出,由于所预测的临界切深有相当大的不确定性,该模型只能作为一个粗略的指南,即延性域磨削的磨粒切深处于纳米尺度下。更多学者将“延性域”磨削等同于加工表面光滑无裂纹,或者在加工表面发现局部塑性变形特征,并以实验中发现的上述现象为依据,确定硬脆材料的延性-脆性转变临界切深(或最大未变形切屑厚度)<sup>[11-16]</sup>。有学者对BIFANO判定延性-脆性转变的依据提出了质疑。LIU等<sup>[17]</sup>指出由于压痕和划切的运动与加载方向不同,基于压痕试验得到的临界切深并不恰当,而且通过观察表面形貌的平整与否来判定材料去除模式缺

乏理论和实验依据。通过总结硬脆材料“延性域”磨削的研究工作,可见学术界对于“延性域”概念的认识尚未统一,而且对于Bifano建立的临界切深模型存在质疑。

目前对于“延性域”概念存在以下几个误区。误区一:将“延性”等同于“塑性”。事实上,“延性”是相对于“弹性”而言,是一个相当宽泛的概念。误区二:将“延性域”的范围局限于工件表面。事实上,“域”是一个空间的概念,是指具有一定体积的空间范围,而不仅是一个面、一条线甚至一个点,“延性域”应包括工件表面以及亚表面一定范围内的全部区域。误区三:将从材料表面观察到的塑性变形特征等同于材料的“延性域”去除。事实上,材料去除过程中伴随塑性变形并不等于材料是以塑性变形的方式被去除。

“延性域”磨削可定义如下:在材料去除过程中,磨粒与工件材料接触区域发生了不可恢复的变形之后,材料的各部分仍粘连在一起,没有发生分离,表面和亚表面没有宏观的裂纹扩展,这样的磨削过程称为“延性域”磨削。其中延性域材料表现为非弹性变形,包括:塑性变形、气孔坍塌、晶粒细化与碎化、相变、化学反应层等。

实践证明,基于Bifano“延性域”磨削概念,以无裂纹且具有塑性变形特征的表面形貌作为硬脆材料磨削质量的评价标准是不可行的。以刀具刃磨行业为例,企业往往仅采用光学显微镜观察切削刃表面形貌来判定刃磨合格与否,导致不同批次,甚至同一批次的刀具寿命有明显差异。可见,“延性域”磨削并没有真正解决硬脆材料的加工问题。

本文针对硬脆材料磨削加工损伤的问题,首先从“临界切深模型”和“延性域磨削条件下的损伤”两个角度分析“延性域”概念存在的问题,然后从“尺寸效应”、“应变率效应”和“温度效应”三个方面分析影响硬脆材料磨削加工损伤的主要因素,最后,对磨削加工的材料变形和断裂机制、加工损伤等重要问题进行较为深入的探讨。

## 1 “延性域”磨削存在的问题

### 1.1 Bifano 临界切深模型

BIFANO<sup>[7]</sup>从材料去除能量的角度出发,推导出硬脆材料的塑性流动能 $E_p$ 与断裂能 $E_f$ 的比值正比于磨粒的切深 $d$ ,如式(1)所示,表明当切深 $d$ 极小时,塑性流动成为能量上更为有利的材料去除机理,

换言之，材料在发生断裂前先达到屈服极限，发生塑性变形。

$$\frac{\text{塑性流动能}}{\text{断裂能}} = \frac{E_p}{E_f} \propto d \quad (1)$$

BIFANO 使用了 LAWN 等<sup>[18]</sup>基于 Griffith 裂纹扩展准则得到的压痕断裂临界深度  $d_c$

$$d_c \propto \frac{ER}{H^2} \quad (2)$$

式中， $E$  为弹性模量； $R$  是材料的断裂能； $H$  为材料硬度。对于在裂纹尖端附近出现塑性区的材料， $R$  值可以使用 Griffith 经典裂纹扩展理论计算。在小尺度下可用扩展裂纹所需能量的尺寸相似度量来表示断裂能<sup>[7]</sup>，即

$$R = \frac{K_c^2}{H} \quad (3)$$

式中， $K_c$  是材料的断裂韧性。

合并式(2)和(3)可得

$$d_c \propto \left(\frac{E}{H}\right) \left(\frac{K_c}{H}\right)^2 \quad (4)$$

BIFANO 通过压痕试验确定了  $K_c$ 、 $E$ 、 $H$  等材料常数，将计算的临界切深和通过磨削实验测量得到的临界切深进行对比，从而确定比例系数。其中通过实验判定“延性域”磨削的依据是：表面观察到的裂纹比例低于 10%。得到的“延性域”磨削临界切深模型如下

$$d_c = 0.15 \left(\frac{E}{H}\right) \left(\frac{K_c}{H}\right)^2 \quad (5)$$

BIFANO 的临界切深模型的推导过程存在明显问题。经典的 VICKERS 压痕裂纹模型如图 1 所示，尖锐压头的下方是塑性变形区域，塑性变形区域周围是中位裂纹和横向裂纹。根据 BIFANO 的推导过程，式(1)中的磨粒切深对应于图 1 中的压头压入深度  $d$ ，而根据压痕断裂理论，式(2)中的  $d_c$  应该对应于图 1 中的塑性变形区特征尺寸  $a$ ，另外，式(3)是根据裂纹扩展理论计算的，那么式(4)中的  $d_c$  应该对应于图 1 中的裂纹特征尺寸  $c$ ，因此式(5)中的  $d_c$  的物理意义并不代表磨粒的临界切深。

此外，磨削加工具有动态特征，式(5)中材料的力学性能参数—硬度  $H$ 、弹性模量  $E$  和断裂韧性  $K_c$  都应该与准静态条件下测得的数据不同。材料的压痕硬度、弹性模量和断裂韧性都是和应变率相关的

物理量。硬脆材料的动态弹性模量通常与静态弹性模量不同<sup>[19]</sup>；CHEN 等<sup>[20]</sup>对氧化铝陶瓷的动态断裂韧性试验结果表明，随着加载速率提高，材料的断裂韧性呈现上升趋势；由于惯性和约束应力的耦合作用，抑制了裂纹扩展和材料变形，硬脆材料的动态压痕硬度高于静态压痕硬度<sup>[21]</sup>。

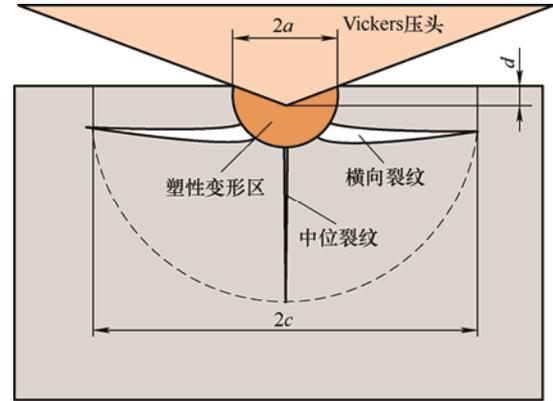


图 1 经典压痕裂纹模型

BIFANO 临界切深模型的理论基础—压痕裂纹模型并不适用于磨削加工。事实上，产生压痕塑性变形仅仅需要 1%~36%的应变<sup>[22]</sup>，而造成材料去除所需的塑性应变要大得多。假设材料通过塑性变形去除，则工件表面材料在加工过程中需要产生足够大的剪切应变才能从工件表面分离。根据卡牌模型<sup>[23]</sup>，如图 2 所示，刀具作用于其前方的材料所产生的剪切应变须满足以下关系

$$\gamma = \cot\phi + \tan(\phi - \alpha) \quad (6)$$

式中， $\phi$  为剪切角； $\alpha$  为前角。以常见的切削和磨削加工为例， $\phi$  的值通常小于  $35^\circ$ ， $\alpha$  的范围设为  $-60^\circ \sim 20^\circ$ ，以  $\phi=35^\circ$  作最保守估计， $\gamma$  的范围是 187%~1433%。因此，压痕塑性变形产生的应变远远不能满足磨削加工过程中材料延性去除的需要。

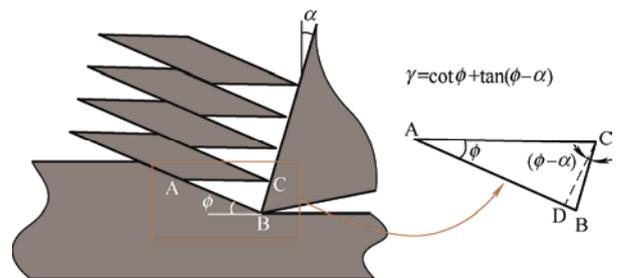


图 2 基于卡牌模型计算材料去除所需应变示意图

## 1.2 “延性域”磨削条件下的加工损伤问题

BIFANO 将磨削表面裂纹少于 10%作为“延性域”磨削的判定标准，根据此判定标准，有些学者

以获得光滑无裂纹的磨削表面作为追求目标, 没有考虑磨削加工导致的工件亚表面损伤。张璧等通过对多种陶瓷材料进行系统的实验研究发现, 单点划切或磨削表面光滑无裂纹, 并不代表亚表面没有加工损伤<sup>[24-26]</sup>。

实验结果表明, 在单点划切氧化铝陶瓷的实验中, 随着划切深度的增加, 划痕表面形貌由光滑无裂纹向宏观断裂演变<sup>[24]</sup>。然而, 观察划痕表面和横截面的形貌, 发现光滑划痕表面以下的材料并非没有损伤, 而是呈现松散的微观结构, 部分材料在对横截面的抛光过程中脱落下来, 形成了密集的孔隙, 如图 3 所示。如果磨粒下方存在塑性变形区, 那么塑性区域的材料应该是致密和坚固的, 并且应具有同本体材料一样的耐酸腐蚀性能。然而, 将划痕区域用 98% 的  $H_3PO_4$  在 200 °C 腐蚀 17 min 后, 观察划痕横截面发现, 原划痕下方的材料被腐蚀去除, 形成半圆形的凹坑, 如图 4 所示, 表明磨粒下方的材料在磨削作用下变得松散, 并没有形成塑性变形区。

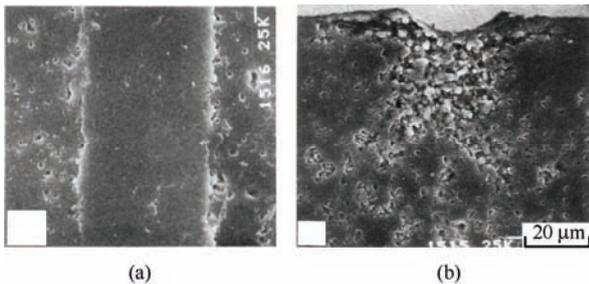


图 3 金刚石磨粒划切氧化铝陶瓷表面及横截面形貌<sup>[24]</sup>

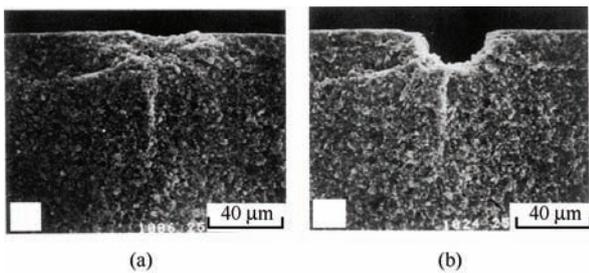


图 4 氧化铝陶瓷划痕截面腐蚀前后对比<sup>[24]</sup>

上述实验现象的机理可通过图 5 形象地展示出来。根据实验观察到的现象, 当磨粒切深小于某个临界值时, 磨粒下方会产生一个材料碎化的区域, 该区域内部含有大量微裂纹, 但材料并没有互相分离<sup>[25]</sup>。由于磨粒的推挤作用, 碎化区域的微小颗粒向两侧流动堆积, 从而形成了划痕两侧类似塑性耕犁导致隆起的形貌, 在磨粒与陶瓷材料的接触区域较高的温度和压力作用下, 碎化区域表层重新烧结形成光滑表面, 因此从表面观察呈现类似塑性变形

的特征。当磨粒的切深增大时, 材料碎化区域厚度也随之增大, 并且在边界处开始形成中位裂纹和横向裂纹。

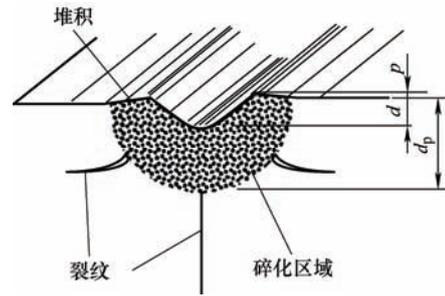


图 5 划切硬脆材料产生的碎化损伤区域示意图<sup>[25]</sup>

通过 TEM 观察碎化区域的微观形貌<sup>[26]</sup>, 如图 6 所示, 可见材料碎化区域的晶粒平均尺寸约为  $0.3 \mu m$ , 比本体的晶粒尺寸大约低了一个数量级, 碎化区域的晶粒多数为六方晶体, 相互之间有明显的空隙。在其中一个约  $1 \mu m$  尺寸的晶粒上观察到一条曲折的裂纹, 晶界限制了裂纹向周围晶粒的扩展, 这就使得材料碎化被限制在有限的区域内。TEM 观察的结果表明, 磨削过程中陶瓷材料浅表层的碎化现象是沿着微米尺度晶粒的解理面的微裂纹扩展形成的。

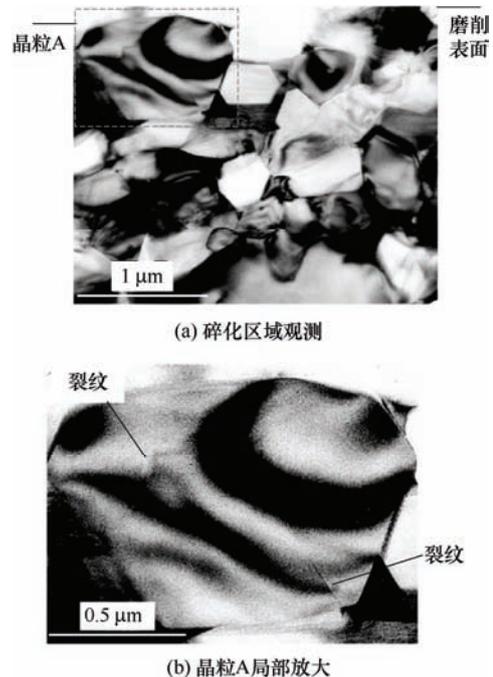


图 6 氮化硅陶瓷材料碎化区的微观形貌 TEM 照片<sup>[26]</sup>

陶瓷材料在磨削过程中不易形成塑性变形区, 而是形成碎化区域, 这是由材料本质属性决定的。组成陶瓷材料的晶体通常由离子键或共价键形成, 其位错迁移率很低, 例如氧化铝晶体只有两个独立的滑移系, 即使在很高的温度下, 也

不能容纳明显的位错运动。受限的位错运动不允许陶瓷材料像金属材料那样，在断裂前发生大规模的塑性变形，例如氮化硅陶瓷在 1 500 °C 高温下，在塑性应变 1% 时就会发生断裂<sup>[27]</sup>。在陶瓷材料的磨削过程中，剪切应力激活位错运动，通过一定的内部微结构势垒(如第二相粒子、晶界、微孪晶等)形成位错堆积，而位错堆积在内部微结构屏障处引发裂纹的萌生。在外载荷作用下，陶瓷材料内部微裂纹核发生扩展，形成了大量的新表面，快速释放应变能，因此材料碎化相对于塑性变形，是更有利于应变能释放的材料失效机制。

在陶瓷材料磨削实验中发现的材料碎化也是一种延性变形行为，从表面观察类似于塑性变形，但是其形成的内在机制却是脆性断裂。材料碎化是一种亚表面的损伤形式。具有材料碎化特征的“延性域”磨削证明，是否经历了“延性域”磨削并不能作为硬脆材料加工质量好坏的判定标准。

## 2 影响硬脆材料磨削加工损伤的因素

既然“延性域”磨削不能保证消除硬脆材料的加工损伤，那么就有必要深入分析影响硬脆材料磨削加工损伤的因素，从而为制定低损伤磨削工艺提供理论依据。磨削加工具有小切深、高应变率、高温三要素，但是以上三个要素对于加工损伤的影响机制是不同的，下面分别进行讨论。

### 2.1 尺寸效应

在不同尺度下，硬脆材料磨削加工的材料去除机理和加工损伤有很大区别。大量研究表明，在较大的单颗磨粒切削深度条件下，硬脆材料表面和亚表面出现宏观裂纹，材料以脆性断裂的方式被去除<sup>[12, 14, 28-29]</sup>，然而当尺度减小时，材料塑性变形比脆性破坏更倾向于发生，即存在尺寸效应。研究表明，载荷条件下硬脆材料在极小尺度下( $<1 \mu\text{m}$ )，呈现明显的塑性。WANG 等<sup>[30]</sup>在单晶硅纳米柱压缩试验中发现，单晶硅的塑性应变超过 20%，如图 7 所示。通过原位 TEM 观测发现，单晶硅纳米柱的塑性变形主要由于 $\{111\}$ 面的位错滑移引发的非晶相变引起。在三维静水压力下，单晶硅在几十纳米范围内即完成了非晶转变，并没有观测到明显的位错线，位错滑移距离极短。而常见的塑性材料，如金属，位错滑移距离远大于硬脆材

料，其塑性变形量主要取决于位错滑移距离。因此单晶硅在小尺度下的塑性变形主要由相变引起，与通常理解的基于位错滑移的塑性变形不同。在加工微区内，应力水平高、状态复杂、梯度大。在靠近刀具前端区域，由于刀具的挤压产生高水平的三维压力<sup>[31]</sup>，使得该区域发生高压相变<sup>[32]</sup>。在该区域外应力水平迅速降低，不足以产生高压相变，而产生位错、层错、裂纹等。ZHANG 等<sup>[33]</sup>发现单晶硅在磨削中，磨削上表面为非晶层，其亚表面依次为损伤层和单晶硅结构，如图 8 所示。随着加工区域尺寸的增加，应力影响区扩大，位错数量增多。由于硬脆材料的位错滑移距离极短，位错阻碍材料持续性的滑移变形，进而引起应力集中，形成裂纹<sup>[34-35]</sup>。YAN 等<sup>[36]</sup>通过单点金刚石刻划单晶硅试验，证实了当刻划深度小时，刻划表面主要是非晶层和位错层，随着刻划深度增大，除了非晶层和位错层，亚表面裂纹逐渐形成。由于非晶层的厚度很小( $<1 \mu\text{m}$ )，随着加工区域尺寸的增加，非晶层的影响逐渐减小，当加工区域尺度大于  $1 \mu\text{m}$  时，材料以脆性断裂为主。因此在极小尺度下，加工区域材料去除机理主要由受高水平的三维压应力和动态剪应力驱动下材料相变及其变形机制主导，而在较大尺度下，加工区域材料去除机理主要由脆性破坏和裂纹扩展主导。

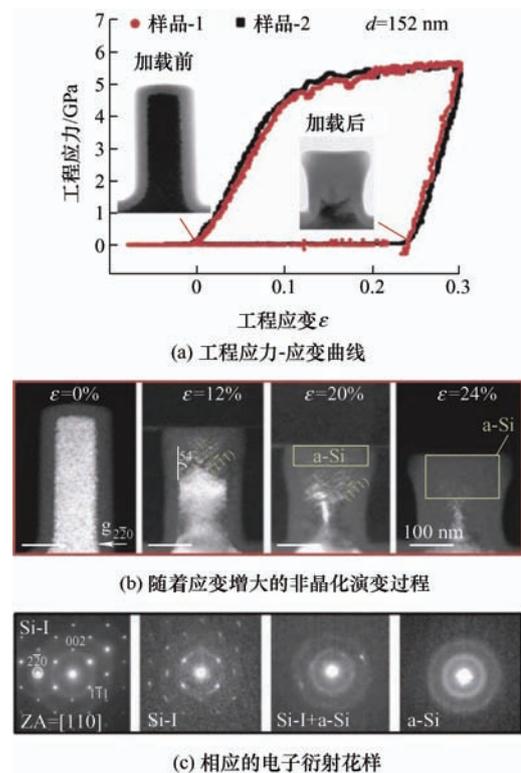


图 7 单晶硅非晶转变的原位观察<sup>[30]</sup>

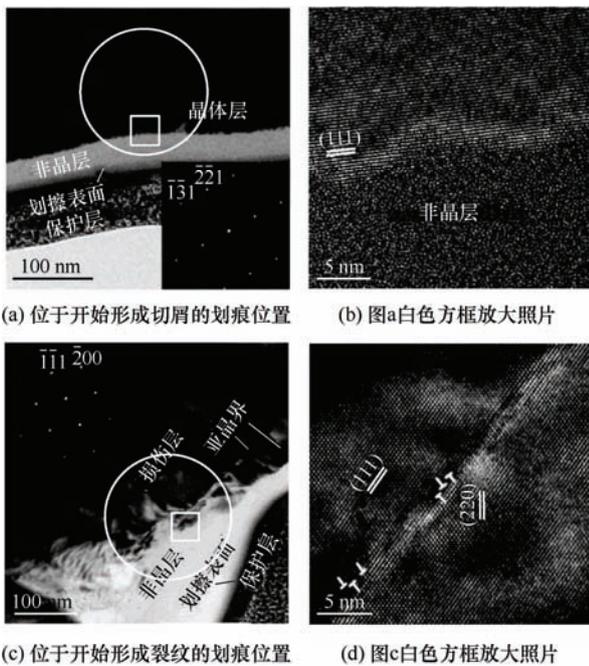


图 8 单晶硅磨削相变层和损伤层的 TEM 观察<sup>[33]</sup>

另外, 尺寸效应不仅决定了材料去除机理, 还影响着加工损伤。在纳米尺度下, 材料受动态剪应力作用, 发生剪切滑移, 产生显著热效应<sup>[37]</sup>。在加工微区内, 剪切热会引发高温, 影响材料相变与位错萌生, 从而影响加工表面完整性。ZHANG 等<sup>[38]</sup>在单晶硅片超精密磨削中发现, 当单颗磨粒切深小于 10 nm 时, 硅片表面容易产生“烧伤”。加工过程是一个强时变力-热耦合作用过程, 尺寸效应对加工区域内的应力和温度分布的影响显著, 直接决定了硬脆材料加工表面完整性。因此, 硬脆材料加工中需要考虑尺寸效应。

## 2.2 应变率效应

应变率效应是材料固有的力学响应特性。在准静态与高应变率下, 由于材料的力学响应特性不同, 导致材料的变形和断裂机理存在显著差异。已有研究表明, 塑性材料在高应变率下可以发生脆性断裂, 即发生塑脆转变<sup>[39-40]</sup>。对于脆性材料, 应变率效应同样显著, JOHNSON 等<sup>[41]</sup>考虑应变率效应提出了岩石等硬脆材料的 J-H 损伤本构方程, 如公式(7)所示, 可见随着应变率的增大, 材料强度增大。

$$\sigma^* = [A(1-D) + BP^{*N}] (1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*) \quad (7)$$

式中,  $\sigma^*$  为归一化等效强度;  $A$ 、 $B$ 、 $C$  为材料常数;  $D$  为材料损伤因子 ( $0 \leq D \leq 1$ ), 当  $D=0$  表明材料没有损伤,  $D=1$  时表示材料断裂;  $P^*$  为归一化压力;  $N$  为压力强化指数;  $\dot{\varepsilon}^*$  为等效应变率。

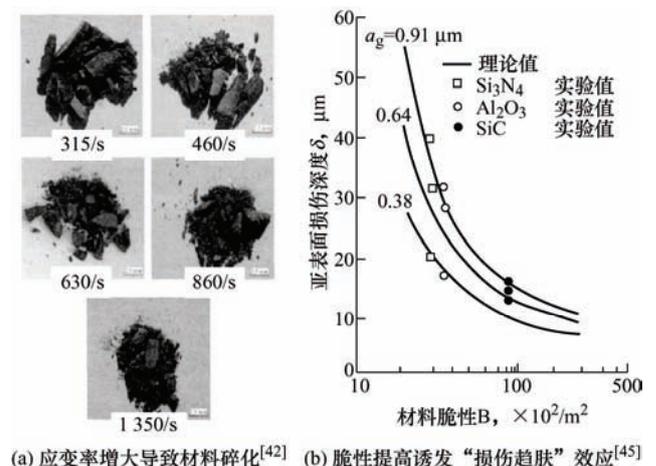
姜峰等<sup>[42]</sup>进行了黑色花岗岩的动态冲击实验 (SHPB), 发现随着应变率的增大, 材料的弹性变

形能减小, 高应变率条件下材料失效和裂纹扩展消耗更多能量, 对应更多的材料破碎, 如图 9a 所示。汤佳妮等<sup>[43]</sup>进行了碳化硅 (SiC) 的膨胀环动态拉伸实验, 发现随着加载应变率的增大, SiC 的平均碎片尺寸减小, 其尺寸分布基本符合 Rayleigh 分布。由此可见硬脆材料在高应变率下存在材料脆化和碎化效应。磨削加工中, 材料同样存在应变率效应, 磨削应变率可由式(8)<sup>[44]</sup>计算, 公式表明随着磨削速度增大/磨削厚度减小, 应变率增大。

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V}{a_c} \quad (8)$$

式中,  $\dot{\varepsilon}$  为应变率;  $V$  为磨削速度;  $a_c$  为磨削深度。

由于应变率对材料力学性能的影响, 材料在准静态和高应变率下会表现出不同的响应, 导致硬脆材料在准静态压痕实验与实际磨削加工 (高应变率) 中的变形和断裂机理存在显著差别, 在磨削加工中不同的加工速度也会导致不同的材料去除机理。ZHANG 等<sup>[40, 45]</sup>指出材料在高速/超高速磨削的高应变率加载过程中, 会产生脆化效应, 材料脆性增大, 并发现材料脆性增大有利于减少工件材料亚表面损伤深度, 形成“损伤趋肤”效应, 如图 9b 所示。



(a) 应变率增大导致材料碎化<sup>[42]</sup> (b) 脆性提高诱发“损伤趋肤”效应<sup>[45]</sup>

图 9 材料碎化和“损伤趋肤”效应

磨削加工中的应变率效应还体现在超声辅助磨削加工中, LV 等<sup>[46]</sup>在超声辅助磨削 BK7 玻璃时发现, 超声辅助加工会使材料表面碎化, 导致加工切削力降低; AHMED 等<sup>[47]</sup>的研究表明, 与传统加工相比, 由于超声对陶瓷材料表面的碎化作用, 会减小材料加工过程中的亚表面损伤深度。在超声辅助磨削加工过程中, 由于刀具或者工件的高频振动, 导致刀具与工件接触位置释放大量的冲击能量, 材料处于高应变率状态, 形成材料脆化效应。此外, 超声辅助加工可减少工件与刀具的实际接触时间, 有效降低摩擦因数, 降低摩擦热的产生, 也会促进

材料的脆化。

高应变率导致材料脆化和碎化的原因主要体现在两个方面：① 在高应变率载荷条件下，材料承受冲击载荷，存在应力波的传播问题，在端面或缺陷处反射波会产生拉应力，导致更多裂纹的形成；② 在高应变率/超高应变率下，位错运动受阻，导致能量以表面能的形式释放，产生裂纹，表现为材料脆性增加。而裂纹扩展同样具有时效性。在高速加工中，高应变率载荷导致裂纹扩展受阻，能量只能以表面能的形式释放，形成浅表裂纹，即材料碎化。

在塑性金属材料切削过程中，位错的增殖与滑移是材料发生塑性变形并发生断裂的主要原因。而在硬脆材料磨削加工中，尤其是晶体脆性材料的磨削加工过程中同样会产生位错<sup>[48]</sup>，张璧等<sup>[49]</sup>在对纳米陶瓷材料磨削加工中发现，磨削过程中存在延性流动和脆性断裂双重去除机制。随着应变率提高，位错滑移受到阻碍，材料脆性提高，硬脆材料倾向于脆性去除。但是，在磨削加工中除了应变率的影响外，磨削温度同样是影响材料去除机理的重要因素，实际磨削加工中材料去除机理是力热耦合作用的结果，同时，尺寸效应也会影响材料的去除机理。

### 2.3 温度效应

物体的温度是宏观表现出来的物理量，其本质是原子在其平衡位置附近的热振动。对于单个原子，其振幅和能量呈现随机涨落的特点，总体而言，当温度升高时，原子的振动能量增大<sup>[50]</sup>。对于晶体材料而言，位错的运动是在晶格的周期势场中进行的，位错滑移所遇到的阻力(Peierls-Nabarro 晶格阻力)就是由于位错必须攀越错排能势垒所引起的，如果外加力无法使位错攀越错排能势垒，位错就无法滑移<sup>[51]</sup>。在较高温度条件下，作用在晶体材料上的外应力低于屈服应力时，经过一段持续荷载，热激活的原子活动帮助晶体中的位错攀越原本不能克服的势垒而运动。温度对位错克服障碍的影响只能涉及流变应力中的短程部分，而长程应力对温度是不敏感的<sup>[50]</sup>。对于非晶体硬脆材料，由于其交联结构，缺乏位错和易滑移面，其塑性变形的微观机制是原子在没有固定滑移面的情况下的随机滑移<sup>[28]</sup>，因此在常温状态下很难发生塑性变形。非晶体没有固定熔点，其流动性随着温度升高而逐渐增大，超过玻璃化温度就会表现为类似液体的流动性。因此无论是晶体还是非晶体，升高温度都有利于提高硬脆材料的塑性变形能力。

KORTE 等<sup>[52]</sup>在不同温度条件下对单晶硅进行

了微压缩试验，加载速率为  $0.5 \text{ mN}\cdot\text{s}^{-1}$ ，发现在  $500 \text{ }^\circ\text{C}$  高温下发生了塑性变形，如图 10 所示。RAO 等<sup>[29]</sup>开展了不同温度下的 RB-SiC 单点划切试验，划切速率为  $20 \text{ } \mu\text{m}/\text{s}$ ，发现随着温度升高，划痕表面呈现延性变形特征的区域增大，如图 11 所示。上述实验结果证实了提高温度可以促进硬脆材料发生塑性变形，或者提高硬脆材料的延性，然而值得注意的是，上述实验中的加载速率或划切速率极低，相当于准静态加载，与磨削加工的应变率相差甚远。

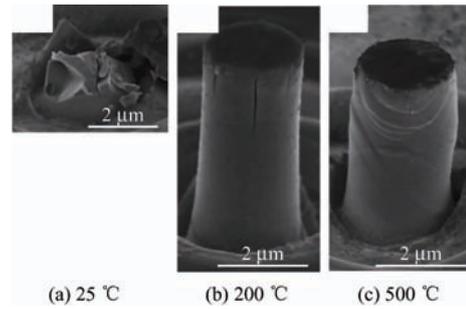


图 10 单晶硅高温条件下的微压缩塑性变形现象<sup>[52]</sup>

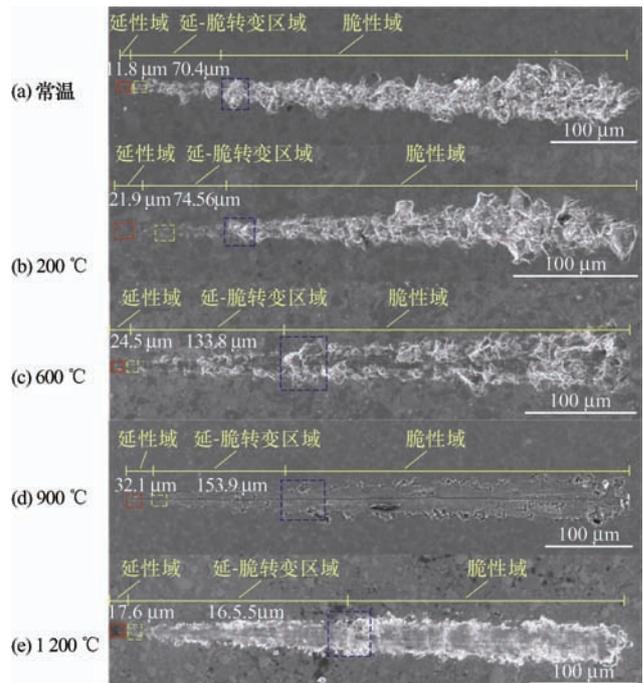
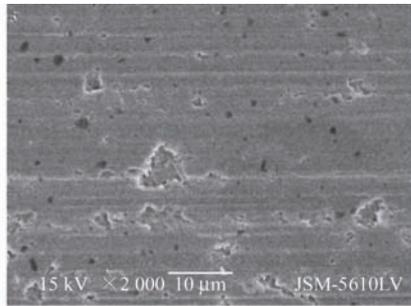


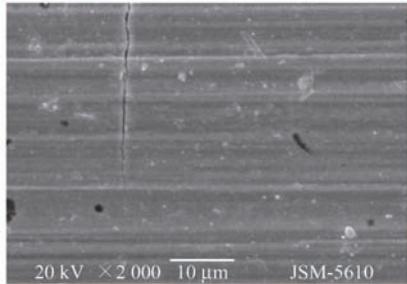
图 11 RB-SiC 随温度升高延性增大的现象<sup>[29]</sup>

不同于金属塑性成型过程的全局温度升高，在切削磨削加工领域，材料去除过程中产生的热量集中于工件的局部区域，容易产生热应力，不利于提高表面完整性。由于难以像金属材料那样产生大规模的塑性变形，硬脆材料的磨削温度主要来源于磨粒与工件材料之间的外摩擦。外摩擦产生的热量导致的长程热应力容易引发硬脆材料的表面开裂<sup>[53]</sup>，如图 12 所示，一般通过润滑或冷却的方式避免这种

情况发生。采用液氮等冷却剂低温冷却的方式,在控制温度、残余应力和磨削力方面比常规冷却液更具优势,而且对环境友好<sup>[54]</sup>。SINGH 等<sup>[55]</sup>在磨削 AISiTi 导电陶瓷过程中在磨削区域通入低温冷冻剂,试验结果表明,与干磨削相比,表面质量提升 30%,亚表面损伤层厚度减小了 40%。



(a) 湿磨削:  $v_s=120$  m/s,  $v_w=2\ 400$  mm/min,  $a_e=0.5$  mm



(b) 干磨削:  $v_s=160$  m/s,  $v_w=2\ 400$  mm/min,  $a_e=0.5$  mm

图 12 氧化铝陶瓷的磨削热损伤<sup>[53]</sup>

如果使热量短暂集中于硬脆材料表面材料去除层,则有可能利用温度效应的有利方面降低加工损伤。激光辅助磨削就是正面利用温度效应的典型例子,将激光束作用于硬脆材料表面,通过预热使材料软化,提高塑性变形能力,从而提高加工质量<sup>[56]</sup>。激光作用于硬脆材料局部区域,在足够高的温度和载荷条件下,可以诱发材料的滑移变形和再结晶<sup>[57]</sup>。激光辅助磨削的关键在于对热量分布的精确控制,使硬脆材料局部软化的同时不会导致热损伤。超短脉冲激光可以提高硬脆材料的塑性,有效控制热损伤,用于氮化硅陶瓷加工取得了较好的效果<sup>[58]</sup>。激光辅助磨削用于氧化铝陶瓷的加工,显著改善了可加工性<sup>[59]</sup>。激光辅助磨削也存在一定的问题,虽然材料软化可以促进塑性变形,但是软化的材料也更容易使砂轮堵塞,从而恶化了磨削加工工艺过程。

### 3 讨论

根据上文的分析,尺寸效应、应变率效应和温度效应对硬脆材料的去除机理有重要影响。磨粒切

深越小、工件温度越高、应变率(加工速度)越低,越有利于塑性域去除;反之,磨粒切深越大、工件温度越低、应变率越高,更倾向于脆性域去除。工件材料在磨削加工过程中表现出来的塑性或脆性,不是由单一因素决定的,而是取决于尺寸、应变率、温度三因素综合作用的结果。图 13 展示了材料在上述三因素作用下表现出来的塑脆特性以及随着各个因素的变化而发生的塑脆转变。若用三根互相平行且等距的坐标轴分别代表磨削加工的磨粒切深尺寸、应变率以及温度,在每根坐标轴上任取一点连线形成的三角形则对应于某一磨削状态参数,显然,各个三角形的重心都在一条与各坐标轴等距的直线上,当三角形的顶点坐标发生改变时,其重心坐标也相应改变,三角形的重心坐标可代表硬脆材料在尺寸效应、应变率效应和温度效应综合作用下的塑脆特性。图 13a 表示出了硬脆材料的塑性域、脆性域及塑脆转变的过渡区域,图中的两个三角形分别代表进入塑性域和脆性域的某个临界状态。随着尺寸、应变率、温度这三个因素的此消彼长,硬脆材料的塑脆特性也随之发生改变。如图 13b 所示,在图 13a 脆性域临界状态三角形基础上,提高应变率顶点坐标,则三角形的重心上移,进入脆性域。在图 13b 基础上,在较高的应变率下,如果降低尺寸坐标(尺寸减小)和温度坐标(温度增加),则三角形重心下移,材料塑性增强,进入过渡区域,如图 13c 所示。可见,当应变率极高时,即使磨粒切深尺寸很小、温度很高,硬脆材料也难以进入塑性域,如果降低应变率,则容易进入塑性域,如图 13d 所示。以上是针对应变率效应的推演,对于尺寸效应和温度效应也有类似结论,不再赘述。

尺寸效应、应变率效应和温度效应都会影响硬脆材料磨削加工表面完整性。不仅如此,尺寸效应对应变率效应和温度效应都有影响,应变率效应对温度效应有影响,具体表现为:磨粒切深减小,剪切变形加剧,应变与温度梯度增加;随着应变率升高,加工区材料温度升高,但是当应变率升高到一个临界值时,加工区材料脆化,温升受到抑制。尺寸效应、应变率效应和温度效应对于加工区材料的影响既相互抑制又相互促进,其核心要素为这三者对位错运动的影响。

材料的塑性表现为位错运动受到激活,而材料的脆性则表现为位错运动受到阻碍。在硬脆材料磨削过程中,当磨粒切深较小时,切削区内部的可动位错距离自由表面较近,受到缺陷阻碍的概率较小,相对容易到达自由表面,使材料发生塑性变形;而

磨粒切深较大时，可动位错受到缺陷阻碍的概率增大，要绕过缺陷就必须提供更多能量，从而使塑性变形难度增大<sup>[60]</sup>。在应变率较低条件下，位错有足够时间克服障碍继续运动，使材料发生塑性变形<sup>[40]</sup>；而当应变率增大时，位错没有足够时间滑移，导致位错塞积，进而诱发裂纹产生<sup>[61]</sup>，材料脆性增

加。根据位错热激活理论，位错滑移的阻力随温度升高而减小<sup>[62]</sup>，在较高温度下，热激活的原子攀越位错排能势垒的能力增强<sup>[50]</sup>，位错运动相对容易，从而使材料塑性变形难度降低。综上所述，尺寸效应和温度效应能够促进位错运动，而应变率效应抑制位错运动。

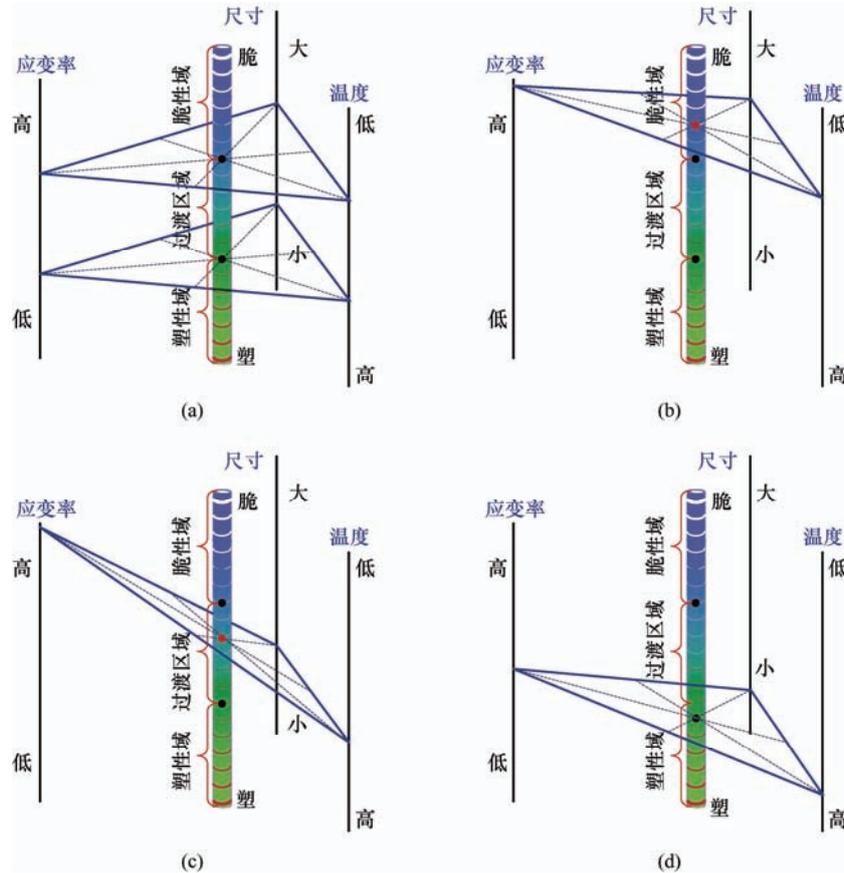


图 13 尺寸效应、应变率效应和温度效应对磨削硬脆材料塑脆转变的影响

硬脆材料在磨削加工区域的塑性和脆性取决于在尺寸效应、温度效应和应变率效应三者的竞争过程中，位错运动被激活还是受抑制。当加工条件发生改变时，位错运动状态随之发生改变，导致硬脆材料的塑性和脆性互相转化<sup>[63]</sup>。对于非晶硬脆材料，其变形和断裂机制不能用位错理论阐述，但是其塑性变形和脆性断裂的微观机制分别是原子无固定滑移面的滑移和键的断裂<sup>[28]</sup>，尺寸效应、应变率效应和温度效应对非晶材料的影响规律是大致类似于晶体材料的，本文不作重点阐述。

硬脆材料在磨削过程中无论是延性域还是脆性域机理，都会产生加工损伤。例如在极小尺度下，由于剪切变形的内摩擦加剧，材料容易发生磨削烧伤<sup>[38]</sup>或相变，在“延性域”磨削条件下，仍有可能出现材料碎化的损伤<sup>[26]</sup>，在高应变率条件下，硬脆材料的加工损伤可以被限制在浅表层，但从理论上

讲很难完全避免<sup>[45]</sup>。尺寸效应、应变率效应和温度效应对位错运动和加工损伤的影响规律如图 14 所示。

“延性域”磨削的特点是磨粒的切深足够小，产生连续切屑，并且加工表面无裂纹扩展，是利用“尺寸效应”的磨削方式。从上述分析可见，材料发生塑性变形还是脆性断裂，其核心在于位错运动的状态。在极小的切深条件下，总有位错滑移的现象发生，硬脆材料会发生一定的塑性变形，但是在达到使材料去除那样大的应变时，往往不能继续保持塑性状态。SIVARAMAKRISHNAN<sup>[64]</sup>采用单点金刚石切削单晶硅得到了连续切屑，如图 15 所示，从显微照片可以看出，切屑虽然大体上保持连续，但是其微观组织非常松散，这种连续切屑非常脆弱，只要轻轻一碰就会粉碎。显然，维持切屑连续形态

的约束力不可能是材料本体原子间的共价键，而是一种非常弱的作用力，原始的共价键已经断裂。上述现象说明，塑性剪切变形只是硬脆材料

在小切深条件下去除过程的前奏，当塑性剪切应变超过极限状态，材料各部分就会发生断裂，而看起来连续的切屑表现为脆性。

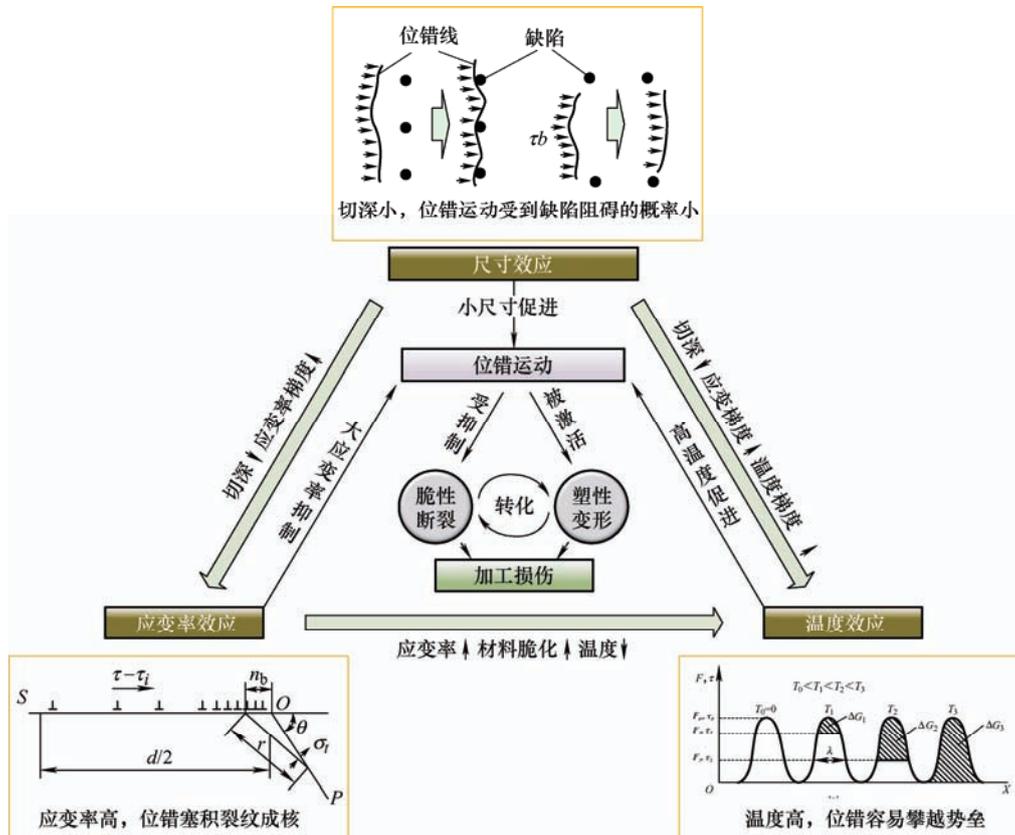


图 14 尺寸效应、应变率效应和温度效应对位错运动和加工损伤的影响规律示意图

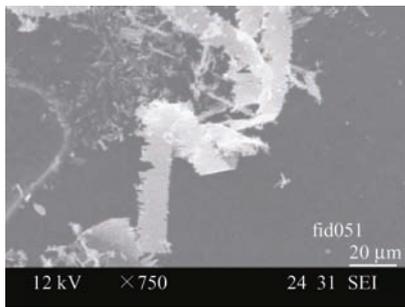


图 15 单晶硅连续切屑形貌<sup>[64]</sup>

硬脆材料延性域磨削的模型如图 16 所示，在小切深条件下，磨粒的圆弧半径不可忽略，磨粒前方的待切削硬脆材料一部分经过剪切变形区变成延性切屑被去除，另一部分运动到磨粒下方，在静水压变形区发生延性变形，而磨粒后方形成延性变形层。硬脆材料的延性变形层的形成过程与切屑的形成过程无关，而与材料在静水压变形区的行为密切相关。硬脆材料在静水压变形区可能发生类似压痕塑性变形，可能发生高压相变，也可能发生材料碎化，上述行为与材料的原子种类、原子排布模式、磨削应

变率、磨削温度相关。延性变形层中可能有残余应力、微裂纹等损伤，影响表面完整性。

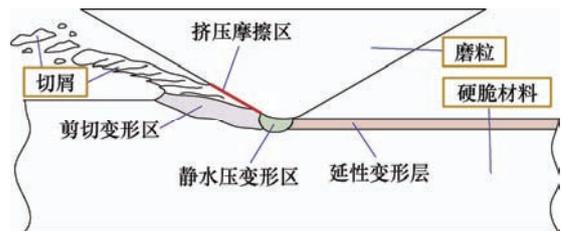


图 16 硬脆材料延性域磨削模型

前文已经论述过，“延性域”不等于没有损伤，而且“延性域”磨削用量小，材料去除效率低，从工程应用角度并不是最佳选择。

提高应变率，采用超高速磨削方法是解决硬脆材料加工难题的更好方式。一般认为砂轮线速度低于 45 m/s 为普通磨削，砂轮线速度处于 45~150 m/s 区间为高速磨削，而砂轮线速度超过 150 m/s 时为超高速磨削<sup>[65]</sup>。在同等材料去除率下，提高砂轮速度，相当于减小了单颗磨粒切深。单颗磨粒去除材

料体积减小，单位体积材料发生塑性变形的比例升高。材料加工过程中，塑性变形消耗的能量占总能耗的70%以上<sup>[66]</sup>，并且这部分能量大部分转变为热能<sup>[67]</sup>。因此，尺寸减小导致单位体积内产热量升高，进而引起加工微区内温度升高。

在高速磨削条件下，以氧化铝、氧化锆和氮化硅陶瓷为例，磨削热约有10%~40%传入工件<sup>[68]</sup>，温度效应进一步促进了塑性变形。因此高速磨削时，在尺寸效应和温度效应的共同影响下，会出现延性域去除的现象<sup>[69]</sup>。高速磨削条件下硬脆材料塑性的增强虽然有利于提高工件表面完整性，但是同时会使砂轮更易堵塞。然而当砂轮速度足够高时，情况将有所不同。SALOMON曲线<sup>[70]</sup>预测，当切削速度提高到一定程度时，切削刃上的温度会逆转下降，此时温度效应的影响将被削弱。足够高的砂轮线速度对应的超高应变率还将影响位错运动状态。在足够高的应变率条件下，已有的位错运动不能即时消耗加载能量时，会产生更多新的位错来适配加载的能量，引发位错增殖和位错塞积现象<sup>[45]</sup>。

根据位错动力学理论，材料中位错的运动受镜像力的作用，逐渐向自由表面运动，导致表层位错密度高于内部，并且随着应变率的提高，位错密度梯度更大<sup>[45]</sup>。高位错密度会导致材料脆化，工件材料浅表层会产生微裂纹，亚表面损伤呈现“趋肤效应”。

因此，在超高速磨削条件下，应变率效应占主导地位。超高速磨削能够将损伤限制在浅表层，抑制砂轮堵塞现象，在提高加工效率的同时，提高工件表面完整性。综上所述，超高速磨削可以提高加工效率，抑制材料损伤，改善硬脆材料的磨削可加工性。因此超高速磨削在硬脆材料高效低损伤加工领域有很大的应用前景。但是，目前砂轮线速度超过150 m/s的超高速磨削研究较少，不同材料对应的超高速磨削工艺参数范围有待于进一步优化，硬脆材料超高速磨削机理还有待于深入研究。

## 4 结论

(1) “延性域”是比“塑性域”更为宽泛的概念，基于“延性域”加工的表面无裂纹，但亚表面可能存在损伤层，“延性域”加工并不能保证硬脆材料的磨削加工表面完整性。

(2) 由于压痕塑性变形的应变和应变率比磨削加工材料去除所需应变和应变率平均至少低1个数量级，压痕断裂力学模型并不适用于硬脆材料的磨削加工。

(3) 尺寸效应、应变率效应和温度效应综合影响磨削加工表面完整性。磨粒切削深度越小，磨削区域温度越高，越有利于塑性变形，反之亦然；而应变率越高，越有利于增强材料的脆性。硬脆材料的变形和失效模式是尺寸效应、温度效应与应变率效应三者之间竞争的结果。

为提高硬脆材料的可加工性，在理论研究方面，应该重点研究尺寸效应、温度效应和应变率效应对材料去除行为的影响，完善极端条件下材料的本构方程，建立更符合磨削加工实际情况的理论模型；在应用研究方面，开发超高速磨削工艺以及多能场辅助磨削工艺等先进制造工艺成为当务之急。

## 参 考 文 献

- [1] 王建斌,周立波. 化学机械磨削(CMG)加工单晶硅片[J]. 人工晶体学报, 2018, 47(4): 715-720.  
WANG Jianbin, ZHOU Libo. Introduction of chemical mechanical grinding (CMG) on single crystal silicon wafer[J]. Journal of Synthetic Crystals, 2018, 47(4): 715-720.
- [2] 张福生, 杨昆, 刘新辉, 等. 无微管缺陷六英寸 SiC 单晶的制备[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(4): 1-7.  
ZHANG Fusheng, YANG Kun, LIU Xinhui, et al. Growth of six inches SiC single crystals with out zero micropipe defects[J]. Journal of the Chinese ceramic society, 2021, 49(4): 1-7.
- [3] 王紫光, 康仁科, 周平, 等. 单晶硅反射镜的超精密磨削工艺[J]. 光学精密工程, 2019, 27(5): 1087-1095.  
WANG Ziguang, KANG Renke, ZHOU Ping, et al. Ultra-precision grinding of monocrystalline silicon reflector[J]. Optics and Precision Engineering, 2019, 27(5): 1087-1095.
- [4] 张剑寒, 张宇民, 韩杰才, 等. 空间反射镜材料性能的研究[J]. 材料导报, 2006, 20(2): 5-9.  
ZANG Jianhan, ZHANG Yumin, HAN Jiecai, et al. Study of space mirror material properties[J]. Materials Review, 2006, 20(2): 5-9.
- [5] 陈芬, 吴亚茹, 朱皓, 等. 氧化锆生物陶瓷的立体光固化制备及其力学与生物性能[J]. 硅酸盐学报, 2021, 49(9): 1-9.

- CHEN Fen, WU Yaru, ZHU Hao, et al. Mechanical and biological properties of  $ZrO_2$  bioceramics by stereolithography technique[J]. *Journal of the Chinese Ceramic Society*, 2021, 49(9): 1-9.
- [6] GAO P, LIANG Z, WANG X, et al. Cutting edge damage in grinding of cemented carbides micro end mills[J]. *Ceramics International*, 2017, 43(14): 11331-11338.
- [7] BIFANO T J, DOW T A, SCATTERGOOD R O. Ductile-regime grinding - a new technology for machining brittle materials[J]. *Journal of Engineering for Industry-Transactions of the ASME*, 1991, 113(2): 184-189.
- [8] YANG M, LI C H, ZHANG Y B, et al. Effect of friction coefficient on chip thickness models in ductile-regime grinding of zirconia ceramics[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 102(5-8): 2617-2632.
- [9] HUANG H, LI X L, MU D K, et al. Science and art of ductile grinding of brittle solids[J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2021, 161: 103675.
- [10] HUANG H, LAWN B R, COOK R F, et al. Critique of materials-based models of ductile machining in brittle solids[J]. *Journal of the American Ceramic Society*, 2020, 103(11): 6096-6100.
- [11] DAI J B, SU H H, YU T F, et al. Experimental investigation on materials removal mechanism during grinding silicon carbide ceramics with single diamond grain[J]. *Precision Engineering-Journal of the International Societies for Precision Engineering and Nanotechnology*, 2018, 51: 271-279.
- [12] SINGH A, SOLANKI D, SENCHAR, et al. Study and characterization of the ductile-brittle transition zone in sintered zirconia[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2020, 58: 749-762.
- [13] YANG M, LI C H, ZHANG Y B, et al. Maximum undeformed equivalent chip thickness for ductile-brittle transition of zirconia ceramics under different lubrication conditions[J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2017, 122: 41-51.
- [14] MA L J, YU A B, GU L C, et al. Mechanism of compound fracture and removal in grinding process for low-expansion glass ceramics[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 91(5-8): 2303-2313.
- [15] WIRTZ C, MUELLER S, MATTFELD P, et al. A discussion on material removal mechanisms in grinding of cemented carbides[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering-Transactions of the ASME*, 2017, 139(12): 121002.
- [16] WU J, CHENG J, GONG Y D. A study on material removal mechanism of ultramicro-grinding (UMG) considering tool parallel run-out and deflection[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019, 103(1-4): 631-653.
- [17] LIU Y, LI B Z, WU C J, et al. Smoothed particle hydrodynamics simulation and experimental analysis of SiC ceramic grinding mechanism[J]. *Ceramics International*, 2018, 44(11): 12194-12203.
- [18] LAWN B R, JENSEN T, ARORA A. Brittleness as an indentation size effect[J]. *Journal of Materials Science*, 1976, 11(3): 573-575.
- [19] KIYASHKO M V, GRINCHUK P S, KUZNETSOVA T A, et al. Determination of elastic modulus of SiC-based composite ceramics[J]. *Technical Physics Letters*, 2021, 47(2): 150-153.
- [20] CHEN P W, CHEN J J, GUO B Q, et al. Measurement of the dynamic fracture toughness of alumina ceramic [M]//SONG B, LAMBERSON L, CASEM D, et al. *Dynamic Behavior of Materials*, 2016, 1: 33-38.
- [21] HU X, WANG F C, WANG Y W, et al. Effect of confined stress on dynamic hardness of ceramic AD95[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2009, 38: 1164-1166.
- [22] BRANCH N A, SUBHASH G, ARAKERE N K, et al. Material-dependent representative plastic strain for the prediction of indentation hardness[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(19): 6487-6494.
- [23] SHAW M C, COOKSON J O. *Metal cutting principles*[M]. New York: Oxford university press, 2005.
- [24] ZHANG B, TOKURA H, YOSHIKAWA M. Study on surface cracking of alumina scratched by single-point diamonds[J]. *Journal of Materials Science*, 1988, 23(9): 3214-3224.
- [25] ZHANG B, HOWES T D. Material-removal mechanisms in grinding ceramics[J]. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 1994, 43(1): 305-308.
- [26] ZHANG B, ZHENG X L, TOKURA H, et al. Grinding

- induced damage in ceramics[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2003, 132(1-3): 353-364.
- [27] LARSEN D C. *Ceramic Materials for Advanced Heat Engines*[M]. Park Ridge: Noyes Publications, 1985.
- [28] WANG W, WANG Z, YAO P, et al. Ductile-brittle transition mechanisms of amorphous glass subjected to taper grinding experiment[J]. *Ceramics International*, 2021, 47(2): 1844-1854.
- [29] RAO X S, ZHANG F H, LUO X C, et al. Material removal mode and friction behaviour of RB-SiC ceramics during scratching at elevated temperatures[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(13): 3534-3545.
- [30] WANG Y C, ZHANG W, WANG L Y, et al. In situ TEM study of deformation-induced crystalline-to-amorphous transition in silicon[J]. *NPG Asia Materials*, 2016, 8: 1-7.
- [31] FANG F Z, WU H, ZHOU W, et al. A study on mechanism of nano-cutting single crystal silicon[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2007, 184(1-3): 407-410.
- [32] ZHANG Q L, TO S, ZHAO Q L, et al. Recrystallization of amorphized Si during micro-grinding of RB-SiC/Si composites[J]. *Materials Letters*, 2016, 172: 48-51.
- [33] ZHANG Z Y, WANG B, KANG R K, et al. Changes in surface layer of silicon wafers from diamond scratching[J]. *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, 2015, 64(1): 349-352.
- [34] STOKES R J, JOHNSTON T L, LI C H. Crack formation in magnesium oxide single crystals[J]. *Philosophical Magazine*, 1958, 3(31): 718-725.
- [35] YIN J F, BAI Q, GOEL S, et al. An analytical model to predict the depth of sub-surface damage during grinding of brittle materials[J]. *CIRP-Journal of Manufacturing Science and Technology*, 2021, 33: 454-464.
- [36] YAN J W, ASAMI T, HARADA H, et al. Fundamental investigation of subsurface damage in single crystalline silicon caused by diamond machining[J]. *Precision Engineering-Journal of the International Societies for Precision Engineering and Nanotechnology*, 2009, 33(4): 378-386.
- [37] WU Y Q, HUANG H, ZOU J, et al. Nanoscratch-induced deformation of single crystal silicon[J]. *Journal of Vacuum Science & Technology B*, 2009, 27(3): 1374-1377.
- [38] ZHANG Z Y, HUO Y X, GUO D M. A model for nanogrinding based on direct evidence of ground chips of silicon wafers[J]. *Science China-Technological Sciences*, 2013, 56(9): 2099-2108.
- [39] WANG B, LIU Z Q, SU G S, et al. Brittle removal mechanism of ductile materials with ultrahigh-speed machining[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering-Transactions of the ASME*, 2015, 137(6): 061002.
- [40] YANG X, ZHANG B. Material embrittlement in high strain-rate loading[J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2019, 1(2): 022003.
- [41] HOLMQUIST T J, JOHNSON G R. A computational constitutive model for glass subjected to large strains, high strain rates and high pressures[J]. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the ASME*, 2011, 78(5): 051003.
- [42] 姜峰, 李子沐, 王宁昌, 等. 高应变率条件下山西黑花岗岩的动态力学性能研究[J]. *振动与冲击*, 2016, 35(8): 177-182.
- JIANG Feng, LI Zimu, WANG Ningchang, et al. Research on dynamic characteristics of Shanxi black granite under high strain rates[J]. *Journal of Vibration and Shock*, 2016, 35(8): 177-182.
- [43] 汤佳妮, 徐便, 郑宇轩, 等. 脆性膨胀环动态拉伸碎裂实验研究[J]. *爆炸与冲击*, 2021, 41(1): 96-104.
- TANG Jiani, XU Bian, ZHENG Yuxuan, et al. Experimental study for dynamic fragmentation of brittle expansion rings[J]. *Explosion and Shock Waves*, 2021, 41(1): 96-104.
- [44] WANG B, LIU Z Q, SU G S, et al. Investigations of critical cutting speed and ductile-to-brittle transition mechanism for workpiece material in ultra-high speed machining[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2015, 104: 44-59.
- [45] ZHANG B, YIN J. The 'skin effect' of subsurface damage distribution in materials subjected to high-speed machining[J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2019, 1(1): 012007.
- [46] LV D X, HUANG Y H, WANG H X, et al. Improvement effects of vibration on cutting force in rotary ultrasonic machining of BK7 glass[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013, 213(9): 1548-1557.

- [47] AHMED Y, CONG W L, STANCO M R, et al. Rotary ultrasonic machining of alumina dental ceramics: a preliminary experimental study on surface and subsurface damages[J]. *Journal of Manufacturing Science and Engineering-Transactions of the ASME*, 2012, 134(6): 064501.
- [48] ZHANG L C, ZARUDI I. Towards a deeper understanding of plastic deformation in mono-crystalline silicon[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2001, 43(9): 1985-1996.
- [49] LIU X B, ZHANG B, DENG Z H. Grinding of nanostructured ceramic coatings: Surface observations and material removal mechanisms[J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2002, 42(15): 1665-1676.
- [50] 范继美, 万光珉. 位错理论及其在金属切削中的应用[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 1991.
- FAN Jimei, WAN Guangmin. Dislocation theory and its application in metal cutting[M]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University Press, 1991.
- [51] ZHANG S H, LEGUT D, ZHANG R F. PNADIS: An automated Peierls-Nabarro analyzer for dislocation core structure and slip resistance[J]. *Computer Physics Communications*, 2019, 240: 60-73.
- [52] KORTE S, BARNARD J S, STEAM R J, et al. Deformation of silicon - Insights from microcompression testing at 25-500 degrees C[J]. *International Journal of Plasticity*, 2011, 27(11): 1853-1866.
- [53] XIE G Z, HUANG H. An experimental investigation of temperature in high speed deep grinding of partially stabilized zirconia[J]. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, 2008, 48(14): 1562-1568.
- [54] PAUL S, CHATTOPADHYAY A B. Effects of cryogenic cooling by liquid-nitrogen jet on forces, temperature and surface residual-stresses in grinding steels[J]. *Cryogenics*, 1995, 35(8): 515-523.
- [55] SINGH V, GHOSH S, RAO P V. Grindability Improvement of AlSiTi Conductive Ceramic[J]. *Materials and Manufacturing Processes*, 2012, 27(2): 214-220.
- [56] LI Z P, ZHANG F H, LUO X C, et al. Material removal mechanism of laser-assisted grinding of RB-SiC ceramics and process optimization[J]. *Journal of the European Ceramic Society*, 2019, 39(4): 705-717.
- [57] BOWMAN K J, PFEFFERKORN F E, SHIN Y C. Recrystallization textures during laser-assisted machining of zirconia ceramics[M]//LEE D N. *Textures of Materials*, Pts 1 and 2. 2002: 1669-1674.
- [58] AZARHOUSHANG B, SOLTANI B, ZAHEDI A. Laser-assisted grinding of silicon nitride by picosecond laser[J]. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2017, 93(5-8): 2517-2529.
- [59] MA Z L, WANG Z, WANG X Z, et al. Effects of laser-assisted grinding on surface integrity of zirconia ceramic[J]. *Ceramics International*, 2020, 46(1): 921-929.
- [60] 余同希. 工程材料及其力学行为[M]. 长沙: 湖南教育出版社, 1992.
- YU Tongxi. Engineering materials and their mechanical behavior[M]. Changsha: Hunan Education Press, 1992.
- [61] STROH A N. The formation of cracks as a result of plastic flow[J]. *Proceedings of the Royal Society of London Series a-Mathematical and Physical Sciences*, 1954, 223(1154): 404-414.
- [62] MEYERS M A, BENSON D J, VOHRINGER O, et al. Constitutive description of dynamic deformation: Physically-based mechanisms[J]. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2002, 322(1-2): 194-216.
- [63] ZHANG T, JIANG F, HUANG H, et al. Towards understanding the brittle-ductile transition in the extreme manufacturing[J]. *International Journal of Extreme Manufacturing*, 2021, 3(2): 022001.
- [64] SIVARAMAKRISHNAN V. Predictive modeling for ductile machining of brittle materials[D]. Atlanta: Georgia Institute of Technology, 2007.
- [65] 李蓓智. 高速高质量磨削: 理论、工艺、装备与应用[M]. 上海: 上海科学技术出版社, 2012.
- LI Beizhi. High speed and high quality grinding: Theory, technology, equipment and application[M]. Shanghai: Shanghai Science and Technology Press, 2012.
- [66] ASTAKHOV V P, XIAO X R. A methodology for practical cutting force evaluation based on the energy spent in the cutting system[J]. *Machining Science and Technology*, 2008, 12: 325-347.
- [67] ASTAKHOV V P. Geometry of single-point turning tools and drills: Fundamentals and practical applications[M]. London: Springer, 2010.
- [68] WOBKER H G. Schleifen keramischer werkstoffe[D].

Hanover: University of Hanover, 1992.

[69] 谢桂芝, 黄红武, 黄含, 等. 工程陶瓷材料高效深磨的试验研究[J]. 机械工程学报, 2007, 43(1): 176-184.

XIE Guizhi, HUANG Hongwu, HUANG Han, et al. Experimental investigations of advanced ceramics in high efficiency deep grinding[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2007, 43(1): 176-184.

[70] SALOMON C. Verfahren zur Bearbeitung von Metallen oder bei einer Bearbeitung durch schneidende Werkzeuge sich ähnlich verhaltenden Werkstoffen: DE. 1931-04-27.

SALOMON C. Methods for processing metals or

materials that behave similarly when processed with cutting tools: DE, 1931-04-27.

---

作者简介: 卢守相, 男, 1986年出生, 博士。主要研究方向为超高速磨削理论与复合材料低损伤加工技术。

E-mail: lusx@sustech.edu.cn

张璧(通信作者), 男, 1957年出生, 博士, 讲席教授, 博士研究生导师。主要研究方向为超高速精密加工工艺与装备、增减材复合制造工艺与装备、难加工材料的超高速加工基础理论与实验研究以及金属/陶瓷基复合材料增材制造与超高速加工基础研究。

E-mail: zhangb@sustech.edu.cn

殷景飞, 男, 1992年出生, 博士。主要研究方向为难加工材料加工损伤机理及其激光散射检测。

E-mail: yinjf2020@nuaa.edu.cn