

基于纳米划刻实验的单晶锗切削机理

耿瑞文¹, 杨晓京¹, 谢启明², 李 芮³, 罗 良¹

(1. 昆明理工大学 机电工程学院, 云南 昆明 650500)

(2. 云南北方驰宏光电有限公司, 云南 昆明 650217)

(3. 昆明理工大学 环境科学与工程学院, 云南 昆明 650500)

摘 要: 选用 Berkovich 压头, 使用纳米压痕仪对单晶锗进行了变载荷纳米划刻试验, 利用 SEM 观测了划刻过程中沟槽表面形貌特征, 将划刻过程中材料的去除机制分为延性域、脆塑转变域和脆性域 3 个阶段, 并分析了在各个阶段的力学特征。根据断裂力学理论, 以切向力的首次下降作为脆塑转变发生点, 由此获得单晶锗脆塑转变的临界载荷及临界深度, 并分析了裂纹的产生与扩展过程。对于纳米划刻过程中法向力、切向力、摩擦因数与划刻深度的函数关系进行非线性拟合, 由相关系数的计算结果表明, 划刻力与划刻深度之间存在强相关性。基于赫兹接触理论计算单晶锗划刻过程中临界弹塑转变深度, 其大小为 1.33 nm。基于脆塑转变临界载荷, 建立了表征单晶锗材料脆塑转变临界深度的表达式, 结果表明其脆塑转变临界深度为 561 nm。由此对于单晶锗划刻过程中不同阶段确立了量化区分方法。

关键词: 单晶锗; 纳米划刻实验; 表面形貌特征; 弹塑转变; 脆塑转变

中图分类号: TN304.1⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)08-2544-06

锗是重要的半导体材料, 单晶锗具有优异的红外透过性、高折射率、低色散性等特点, 与单晶硅相比具有更小的带隙, 更大的载流子迁移率, 更佳的掺杂剂溶解度^[1], 被视为互补金属氧化物半导体 (complementary metal oxide semiconductor, CMOS) 的未来沟道材料^[2], 在先进的纳米电子器件制造领域有望取代硅材料^[3], 从而引起研究者极大的兴趣。

单晶锗作为一种典型的硬脆性材料, 常用于红外光学装置的窗口、透镜与棱镜材料, 其高硬度、高强度、低断裂韧性等特性使其难以加工, 单晶锗在实际加工过程中不可避免地产生工件亚表面损伤、表面缺陷等。为了获得完美光洁的表面, 研究者对于硬脆性材料加工与检测方法不断改进。Wang 等^[4]使用离子注入技术对单晶锗进行处理并使用单点金刚石车削研究了其脆塑转变现象, 实验发现经过处理后的晶体表面产生了均匀的非晶层, 其脆塑转变临界深度较单晶锗有了显著的提高; Wang 等^[5]对于 KDP 晶体进行切削实验发现, 在脆性域中同时存在塑性流动和脆性断裂, 塑性流动是切削力产生的主要原因, 而脆性断裂引起的切削力仅占总切削力的 1% 以下, 可以忽略不计。Arif 等^[6]通过计算材料在塑性域切削与脆性域切削的比切削能, 考虑到刀具形状、加工参数及材料属性建

立了材料脆塑转变临界深度的模型, 对 BK7 玻璃与单晶硅材料进行切削实验发现模型预测的理论值很好地符合实验值。Li 等^[7]使用拉曼光谱对超精密切削后的单晶锗工件进行分析, 发现适当地降低主轴转速与进给率可减少工件亚表面损伤, 有利于提高其表面质量。

对于硬脆性材料常采用传统的研磨抛光方法进行加工, 但面临着加工效率低下、复杂曲面无法加工、面型精度无法保证等问题, 现阶段常使用单点金刚石切削技术进行加工, 即可在塑性域实现纳米精度的切削。尽管众多的研究者已经发展出硬脆性材料的加工方式, 但其表面成型机制与切削机理仍然不清晰。纳米划刻实验作为一种研究材料去除机理及其表面成型特征的有效手段, 可用来测量材料的弹、塑性力学特征及其断裂韧性, 广泛地应用于硬脆性材料的切削特性评价中, 其中脆塑转变是纳米划刻实验的主要研究对象。Bifano^[8]通过实验证明当切削深度足够小时, 硬脆性材料可以通过塑性流动实现延性域切削, 并首次提出脆塑转变临界深度模型, 即当切削深度小于临界深度 h_c 时, 材料以塑性方式去除, 反之则以脆性方式去除, 如公式 (1) 所示:

$$h_c = 0.15 \frac{E}{H} \left(\frac{K_{IC}}{H} \right)^2 \quad (1)$$

收稿日期: 2018-08-23

基金项目: 国家自然科学基金 (51765027)

作者简介: 耿瑞文, 男, 1993 年生, 博士生, 昆明理工大学机电工程学院, 云南 昆明 650500, E-mail: 291552557@qq.com

其中, E 表示材料弹性模量, K_{IC} 表示断裂韧性, H 表示硬度。

鉴于切削加工与纳米划刻实验的相似性, 为了研究单晶锆的纳米切削机理, 本研究采用 Berkovich 压头对单晶锆 (100) 晶面进行变载荷划刻实验, 并对单晶锆在划刻过程中的表面形貌及其成形方式进行分析, 拟合并量化了划刻过程中切向力、法向力和摩擦系数随划刻深度变化曲线。计算了单晶锆弹塑转变临界深度, 根据断裂力学原理, 建立了基于 Berkovich 压头的脆塑转变临界深度模型。由此对单晶锆划刻过程的不同阶段进行定量划分, 对于指导单晶锆的超精密切削、提高加工精度具有重要的意义。

1 实验

本实验采用合肥科晶公司生产的高纯度单晶锆切片, 通过单面化学抛光法加工制备, 其表面粗糙度 (RMS) 小于 50 nm, 选取抛光后的 (100) 晶面作为实验面, 工件尺寸为 10 mm × 10 mm × 0.5 mm。纳米划刻实验在 Nano indenter G200 纳米压痕仪上进行。选用正三棱锥形 Berkovich 金刚石压头, 压头尖端曲率半径为 50 nm, 其几何形状可以在较小的范围内保持自相关, 因此适用于本实验。对于单晶锆工件进行划刻实验, 选取的实验参数如表 1 所示。

采用棱朝前 (edge forward) 方式划刻, 产生的切屑将对称分布于沟槽两侧, 压头对切屑流动的阻碍作用减小, 因此划刻过程平稳, 适用于本实验, 变载荷划刻实验示意图如图 1 所示。为了获取在纳米划痕实验后工件表面的几何形貌, 使用 Gatan MonoCL 阴极荧光光谱仪结合扫描透射电子显微镜 (STEM), 对工件表面放大 1000 倍观察划痕的整体形貌。同时对单晶锆工件划刻前及划刻后的表面形貌进行测量, 以排除工件初始表面形状对实验的影响, 提高实验准确性。

2 结果与讨论

2.1 单晶锆划刻实验表面形貌

Zhang 等^[9]使用分子动力学研究单晶铜的纳米切削过程, 提出当切削深度未达到临界切削深度时即工

表 1 纳米划刻实验参数

Table 1 Parameters of nano-scratch test

Parameter	Value
Scratch crystal plane	(100)
Scratch distance/ μm	360
Scratch speed/ $\mu\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$	5
Load rate/ $\text{mN}\cdot\mu\text{m}^{-1}$	0.33
Normal load/ mN	0~100

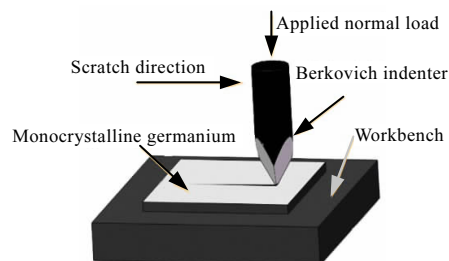


图 1 变载荷划刻实验示意图

Fig.1 Diagram of varied load nano-scratch experiment

件处于延性域时存在 4 种不同的切削模式: 无磨损、黏着、耕犁、切削, 其中无磨损与黏着模式属于弹性变形, 耕犁与切削模式属于塑性变形。纳米划刻表面形貌及局部放大如图 2 所示。对单晶锆 (100) 晶面进行纳米划刻实验, 在单晶锆材料划刻过程中, 工件表面形貌随划痕深度变化的过程如图 3 所示, 并根据工件表面形貌特征将单晶锆划刻模式分为延性域 (包括弹性变形与塑性变形)、脆塑转变域与脆性域 3 种方式。

在划刻实验的初始阶段, 单晶锆工件首先会经历弹性变形, 具体表现为压头划过工件表面后, 划痕会回弹至初始状态, 不产生材料的去除, 因此不改变工件表面形貌。以工件表面是否发生材料去除作为区分弹塑性变形的判据, 随着纳米压痕仪的法向载荷的线性加载, 划刻深度也在相应增长, 当到达单晶锆临界弹塑转变临界深度时, 由此进入塑性变形阶段。在塑性域中以切屑是否形成判断工件的切削模式, 当工件处于耕犁模式时, 锆晶体材料受到压头的挤压, 在划刻沟槽外弹性堆积, 产生 Pile-up 现象。而在塑性变形的切削模式中, 锆晶体材料将开始稳定去除, 由于切屑的形成, 使划刻沟槽外的 Pile-up 堆积高度相对于耕犁模式有所减少, 因此可以通过观察沟槽两边的堆积来判断单晶锆是否处于延性域切削模式。

当划刻深度增至脆塑转变临界深度时, 由于压头尖端的弧度在划刻区域发生弧形效应, 此时工件表面仅与压头针尖接触区域发生脆性断裂, 而其他区域依旧处于塑性域切削, 这时切削模式不会立刻进入到脆性断裂阶段, 如图 2 所示, 可以看到表面裂纹的间歇性形成, 由此进入单晶锆脆塑转变 (brittle-ductile transition, BDT) 域。

随着划刻实验的进行, 单晶锆工件表面上裂纹的数量逐渐增加, 通过裂纹扩展在工件表面产生大量的崩碎及严重的表面断裂, 由此进入到脆性域切削模式。通过分析单晶锆划刻过程中划刻深度随划刻距离变化曲线如图 4, 由划刻前的工件的表面形貌曲线可见使用的

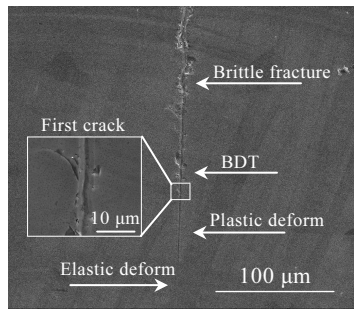


图 2 纳米划刻表面形貌及局部放大图

Fig.2 Scratch morphology and local amplification figure

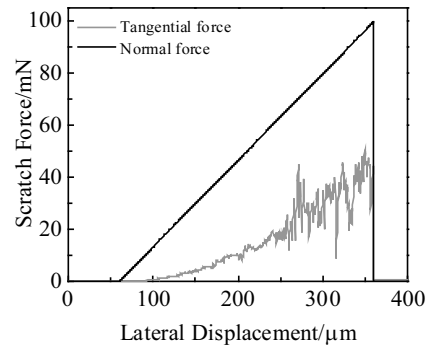


图 4 纳米划刻实验划刻力与划刻距离关系

Fig.4 Relationship between scratch force and lateral displacement in nano scratch test

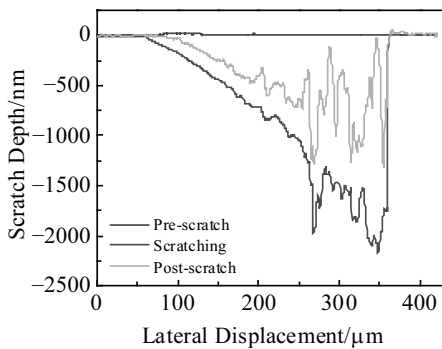


图 3 单晶锗(100)晶面划刻深度随划刻距离变化曲线

Fig.3 Scratch depth-lateral displacement curves of the (100) crystal plane for monocrystalline germanium

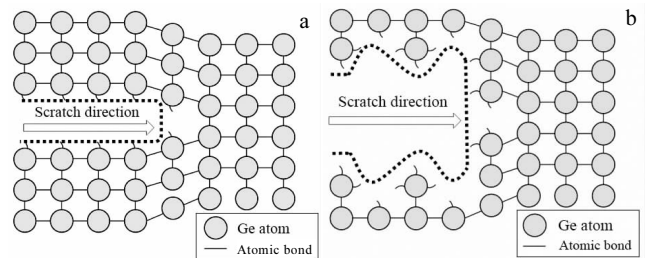


图 5 塑性域切削与延性域切削破坏共价键的对比

Fig.5 Comparison of broken atomic bonds of ductile mode cutting (a) and brittle mode cutting (b)

锗晶体材料表面较平整,其表面粗糙不会干扰实验结果,在划刻距离约为 180 μm 时,压头划刻深度开始波动。

2.2 单晶锗划刻实验力学特性

在划刻过程中,切向力的主要来源为克服锗晶体弹性变形、塑性变形抗力产生的摩擦力。在划刻距离为 180 μm 时,切削力开始出现周期性的波动如图 4 所示,这是由单晶锗工件与压头接触区域的局部断裂引起的。根据断裂理论^[10],对于脆性材料而言当工件表面能与断裂能相等时,工件将会发生脆性断裂,与延性域相比较,工件在脆性域划刻形成新的表面会打断更多的共价键,这就会造成在脆性域划刻时切向力的突然下降,划刻实验中塑性域切削与延性域切削破坏的共价键对比如图 5 所示,因此可以使用切削力的突然下降的位置作为脆塑转变发生的临界点。

随着划刻距离的增加,由于纳米划痕仪的线性加载,使得工件进入到脆性域加工,此时单晶锗材料将以裂纹扩展方式去除^[10]。由于压头对工件产生的垂直拉应力,将会在塑性变形区域下产生中心裂纹(median crack)与横向裂纹(lateral crack),其裂纹分布情况如图 6,其中中心裂纹将使工件产生亚表面损伤,横

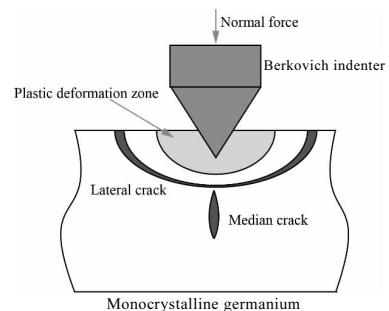


图 6 纳米划刻实验中裂纹的分布

Fig.6 Distribution of cracks in nanometer scratch test

向裂纹使得工件表面片状剥离方式去除^[6],这也导致划刻后的工件表面出现“凹坑”如图 2 所示。由于材料剥离造成能量的突然释放将会使切向力出现较大的波动,根据图 4 以切向力的第 1 次下降作为判据由此确定单晶锗(100)晶面脆塑转变临界载荷为 39 mN,临界深度为 561 nm。

在纳米划刻试验中划刻力是表征划刻过程的主要参数,划刻力不仅反映了工件的加工状态,而且反映

了单晶锗工件与金刚石压头之间的相互作用，可用来预测工件表面加工质量^[11]。因此有必要研究划刻过程中切向力 F_t 与法向力 F_n 的变化过程，如图 7 所示，可以清晰地看出随着划刻深度的增长，划刻力在不断增大。当划刻深度小于脆塑转变临界深度时工件延性域阶段时，幂函数能够很好地符合切向力、法向力随划刻深度的变化趋势，因此使用非线性最小二乘法对其进行拟合。当划刻深度达到脆塑转变临界深度时，此时开始裂纹出现并进入脆塑转变域，划刻力开始小幅度波动。随着法向力的增加，在工件表面可以观测到锗晶体材料的片状剥离，并进入到脆性断裂阶段，由于划刻造成的裂纹与断裂，工件的切向力与法向力处于剧烈震荡中。对工件划刻全过程中切向力与法向力随划刻深度 h_v 的变化进行拟合，结果如公式 (2) ~ (5) 所示。

$$F_{t1} = 3.45 \times 10^{-5} h_v^{1.922}, h_v \in (0, 561] \quad (2)$$

$$F_{n1} = 8.874 \times 10^{-2} h_v^{0.9539}, h_v \in (0, 561] \quad (3)$$

$$F_{t2} = 96.67 h_v^{0.1162} - 198, h_v \in (561, 2144] \quad (4)$$

$$F_{n2} = -1573 h_v^{-0.3798} + 173, h_v \in (561, 2144] \quad (5)$$

为了验证拟合函数的可靠性，计算了公式 (2) ~ (5) 的相关系数 r 分别为 0.9667、0.9980、0.8586、0.9047，结果表明划刻力与划刻深度存在强相关关系。公式 (2) ~ (5) 的决定系数 R^2 分别为 0.9976、0.9965、0.7563 与 0.7365，结果表明：当工件处于延性域划刻

时， R^2 十分接近 1，说明拟合函数能够很好地描述划刻过程划刻力随划刻深度的变化，具有极好的可信度；当划刻深度超过脆塑转变深度，工件进入到脆塑转变域，由 R^2 的计算结果表明此时拟合函数不能很好地反映划刻力随划刻深度的变化情况，这是由于工件与压头接触区域发生脆性断裂造成划刻力震荡引起的。为了研究锗晶体延性域划刻过程中摩擦行为，使用切向力与法向力的比值作为摩擦系数，对于延性域的摩擦系数进行描述，结果如式 (6) 所示。

$$\mu = 3.888 \times 10^{-4} h_v^{0.9681}, h_v \in (0, 561] \quad (6)$$

2.3 单晶锗弹塑转变临界深度

Arif 等^[6]在对单晶硅进行超声辅助加工中发现已加工表面的弹性恢复会在刀具的后刀面产生摩擦，进而影响工件的表面质量与精度。为了满足光学元器件对于面型精度的要求，有必要探究单晶锗弹塑转变临界深度，对于指导实际超精密切削有着重要的意义。

在纳米划刻实验的初始阶段，由于 Berkovich 压头与试件的接触面积足够小，考虑到压头尖端曲率半径将压头视为球形与工件接触，在接触区域会产生弹性变形。压头与工件的接触模型如图 8 所示，其中 P 为压入载荷， h_v 为压入深度， R 为压头尖端曲率半径，在本实验中为 50 nm， a 为弹性接触区域半径， h_t 为弹性接触深度。

根据 Berkovich 压头与锗晶体表面几何特征，使用公式 (7) 计算压头与工件弹性接触区域的法向投影面积 A 。

$$A = \pi a^2 = \pi [R^2 - (R - h_t)^2] \quad (7)$$

基于 Hertz 接触理论^[12]，压头的压入深度 h_v 、复合弹性模量 E 与法向载荷 P 的关系如公式 (8) 所示。在压头与工件接触的区域，由于工件的弹性响应，压头与工件的实际接触深度满足 $h_t = h_v/2$ ^[12]。

$$h_v = \left(\frac{9}{16R}\right)^{\frac{1}{3}} \cdot \left(\frac{P}{E}\right)^{\frac{2}{3}} \quad (8)$$

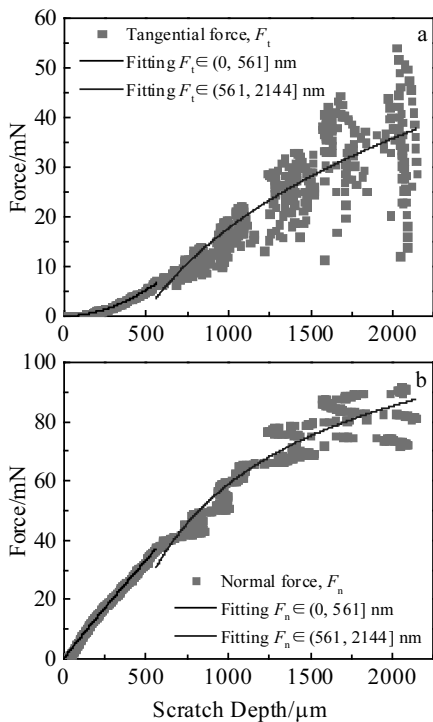


图 7 纳米划刻实验划刻力与划刻深度关系

Fig.7 Relationship between scratch force and scratch depth: (a) tangential force and (b) normal force

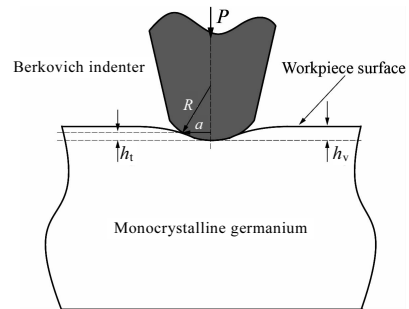


图 8 Berkovich 金刚石压头与工件表面接触

Fig.8 Contact of Berkovich diamond indenter and workpiece surface

压头与工件的等效弹性模量 E 可通过公式 (9) 计算^[13], 其中 E_i 与 E_w 分别表示金刚石压头与单晶锆工件的弹性模量, ν_i 与 ν_w 分别表示为压头与工件的泊松比。 E_i 与 E_w 分别为 1050、103 GPa, ν_i 与 ν_w 分别为 0.10、0.28^[14]。

$$\frac{1}{E} = \frac{1-\nu_w^2}{E_w} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad (9)$$

压头对工件产生的平均压应力 P_m 可通过联立公式 (7) ~ (9) 求出, 如公式 (10) 所示。

$$P_m = \frac{P}{A} = \frac{4Eh_v^{1.5}R^{0.5}}{3\pi(2Rh_t - h_t^2)} = \frac{4Eh_v}{3\pi h_t} \cdot \frac{\sqrt{h_v R}}{2R - h_t} \quad (10)$$

根据 Tabor 提出的接触理论^[15], 令 h_t 约等于 a^2/R , 则平均压应力 P_m 可通过公式 (11) 计算:

$$P_m \approx \frac{4E}{3\pi} \cdot \frac{a}{R} \quad (11)$$

由 Lee 的研究^[16]表明, 最大接触应力 P_{max} 等于平均压应力 P_m 的 3/2 倍, 可通过公式 (12) 求出 P_{max} 。

$$P_{max} = \frac{3}{2} P_m \approx \frac{1.6H}{2.8} \quad (12)$$

其中, H 为工件显微硬度^[17], 其大小为 7 GPa, 由此可以求得弹塑性转变 (elastic-plastic transition) 临界深度 d_{e-p} ^[16], 经计算锆晶体 d_{e-p} 值为 1.33 nm。

$$d_{e-p} = 0.48a = 0.48 \frac{P_{max} \pi R}{2E} = 0.1371 \frac{\pi HR}{E} \quad (13)$$

2.4 单晶锆脆塑转变临界深度

随着纳米压痕仪的载荷的线性加载, 压头缓缓深入工件表面。当压头压入深度到达单晶锆脆塑转变临界深度时, 由于单晶锆的脆塑转变临界深度远大于弹塑转变临界深度, 为简化计算忽略掉压头尖端的曲率半径, 将 Berkovich 压头视为正三棱锥, 压头几何形状如图 9 所示, 其中压头中心线与棱面夹角 θ 为 65.27°, A 是压头与工件表面接触区域的法向投影面积, 根据

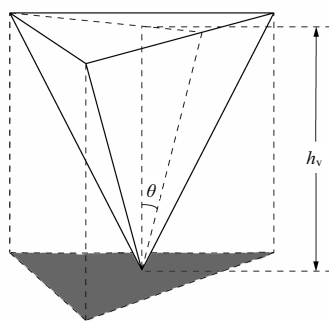


图 9 Berkovich 压头及其与工件接触区域的投影

Fig.9 Berkovich indenter and its projection area in contact with the workpiece

Berkovich 压头的几何特征, 通过公式 (14) 计算。

$$A = 3\sqrt{3}h_v^2(\tan^2 \theta) \quad (14)$$

$$P = \frac{1}{2} \xi HA \quad (15)$$

作用在压头上的载荷 P 与投影面积 A 间的关系如公式 (15) 所示, 其中 H 为工件显微硬度, ξ 表示压头几何因子, 对于 Berkovich 压头而言为 0.75^[13]。

通常认为^[18]裂纹萌生时存在临界载荷 P_c , 对于 Berkovich 压头而言: 当载荷 $P > P_c$ 时, 在单晶锆内部会形成的横向裂纹并延伸至工件表面; 当 $P < P_c$, 则工件处于延性域其表面无裂纹, 使用公式 (16) 计算临界载荷:

$$P_c = \lambda_0 K_{IC} \left(\frac{K_{IC}}{H} \right)^3 \quad (16)$$

其中, K_{IC} 表示单晶锆的断裂韧性, 为 0.78 MPa·m^{0.5}, λ_0 为综合系数, 范围在 13 500~20 000 之间。当压头上载荷 P 等于临界载荷 P_c 时, 通过联立公式 (14) ~ (16), 即可求得单晶锆脆塑转变 (brittle-ductile transition) 临界深度 d_{b-d} , 如公式 (17) 所示:

$$d_{b-d} = \sqrt{\frac{2\lambda_0}{3\sqrt{3}\xi \tan^2 \theta} \left(\frac{K_{IC}}{H} \right)^2} \quad (17)$$

将基于断裂力学求得脆塑转变临界深度 561 nm 带入公式 (17), 由此得到适用于锆晶体的综合系数 λ_0 为 18 751.5, 结果表明锆晶体的脆塑转变临界深度与断裂韧性和硬度的平方成正比。

3 结 论

1) 在纳米划刻过程中, 将划刻分为延性域、脆塑转变域、脆性域 3 个阶段, 对于各个阶段的表面形貌特征及其成形方式进行研究。

2) 拟和划刻过程中切向力、法向力及摩擦系数分别随划刻深度变化函数, 利用相关系数进行检验, 结果表明在延性域划刻力与划刻深度之间存在强相关性。

3) 基于赫兹接触理论, 计算单晶锆 (100) 晶面的弹塑转变临界深度, 表明划刻深度在 1.33 nm 时, 锆晶体发生弹塑转变。

4) 基于断裂力学以切向力的首次下降作为脆塑转变现象发生标志, 单晶锆脆塑转变临界深度为 561 nm, 提出一种基于 Berkovich 压头适应于计算单晶锆的脆塑转变临界深度模型。

5) 根据结论 3、4, 由此确定了量化区分单晶锆划刻过程中弹性阶段、塑性阶段与脆性阶段的方法。

参考文献 References

[1] Impellizzeri G, Boninelli S, Priolo F et al. *Journal of Applied Physics*[J], 2011, 109(11): 113 527

- [2] Markevich V P, Peaker A R, Hamilton B *et al.* *Journal of Applied Physics*[J], 2011, 109(8): 083 705
- [3] Chronos A, Bracht H, Grimes R W *et al.* *Applied Physics Letters*[J], 2008, 92(17): 172 103
- [4] Wang J, Fang F, Zhang X. *Precision Engineering*[J], 2015, 39: 220
- [5] Wang S F, An C H, Zhang F H *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2016, 106: 98
- [6] Arif M, Zhang X Q, Rahman M *et al.* *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2013, 64: 114
- [7] Li Z X, Zhang X D. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2017, 91(1-4): 213
- [8] Bifano T G, Dow T A, Scattergood R O. *Journal of Engineering for Industry*[J], 1991, 113(2): 184
- [9] Zhang L, Tanaka H. *Wear*[J], 1997, 211(1): 44
- [10] Anderson T L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*[M]. Boca Raton: CRC Press, 2015: 635
- [11] Zhang Chenlong(张承龙), Feng Pingfa(冯平法), Wu Zhijun(吴志军) *et al.* *Journal of Mechanical Engineering(机械工程学报)*[J], 2011, 47(15): 149
- [12] Hertz H, Jones D E, Schott G A. *Miscellaneous Papers*[M]. New York: Macmillan and Company, 1896: 55
- [13] Ma Zengsheng(马增胜). *Thesis for Doctorate(博士论文)*[D]. Xiangtan: Xiangtan University, 2011
- [14] Yang Peizhi(杨培志), Liu Liming(刘黎明), Zhang Xiaowen(张小文) *et al.* *Journal of Inorganic Materials(无机材料学报)*[J], 2008, 23(4): 641
- [15] Tabor D. *Measurement Techniques*[J], 1951, 5(4): 281
- [16] Lee S H. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2012, 61: 71
- [17] Vandeperre L J, Giuliani F, Lloyd S J *et al.* *Acta Materialia* [J], 2007, 55(18): 6307
- [18] Ma L J, Gong Y D, Chen X H. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*[J], 2014, 77: 8

Cutting Mechanism of Monocrystalline Germanium Based on Nano Scratch Experiment

Geng Ruiwen¹, Yang Xiaojing¹, Xie Qiming², Li Rui³, Luo liang¹

(1. Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650500, China)

(2. Yunnan KIRO-CH Photonics Co. Ltd, Kunming 650217, China)

(3. Faculty of Environmental Science and Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650500, China)

Abstract: A varied load nano-scratching experiment was conducted for monocrystalline germanium using nano indentation apparatus with Berkovich indenter. The surface morphology of the groove was observed by SEM. It is found that there are three regimes in nano scratching process, i.e. the ductile regime, the brittle-ductile transition regime and the brittle regime, and the mechanical characteristics at each regime were analyzed. According to the theory of fracture mechanics, the first drop of tangential force was taken as the occurrence point of brittle-ductile transition, thus the critical load and critical depth for monocrystalline germanium were obtained, and the crack generation and propagation process were also analyzed. Non-linear fitting method was used to figure out relationship between normal force, tangential force, friction factor and scratch depth during nano-scratching process, and the calculation results of the correlation coefficient show that there is a strong correlation between scratch force and scratch depth. Based on the Hertzian contact theory, the critical elastic-plastic transition depth during the scratch process for monocrystalline germanium was calculated, and the value is 1.2 nm. Based on the critical load of brittle-ductile transition, an equation for characterizing the phenomenon was established, the results show that the transition depth is 561 nm. Therefore, a quantitative method for distinguishing different regimes of monocrystalline germanium is established.

Key words: monocrystalline germanium; nano-scratching experiment; surface morphology; elastic-plastic transition; brittle-ductile transition

Corresponding author: Yang Xiaojing, Ph. D., Professor, Faculty of Mechanical and Electrical Engineering, Kunming University of Science and Technology, Kunming 650500, P. R. China, E-mail: xjyang@vip.sina.com