第 49 卷第 12 期
2021 年 12 月

硅 酸 盐 学 报
JOURNAL OF THE CHINESE CERAMIC SOCIETY

Vol. 49，No. 12
December，2021

http://www.gxyb.cbpt.cnki.net

DOI：10.14062/j.issn.0454-5648.20210086

划痕速率和晶向对 6H-SiC 单晶片划痕特征的影响

张银霞，黄鹏举，郜 伟

(郑州大学机械与动力工程学院，抗疲劳制造技术河南省工程实验室，郑州 450001)

摘 要：采用微纳米力学测试系统对 6H-SiC 单晶片开展了不同速率和不同晶向的划痕试验，对划痕的摩擦系数、划痕切削深度以及表面三维形貌进行分析，进而研究划痕速率和晶向对 6H-SiC 单晶片划痕特征的影响。结果表明：当静载荷 4 N 和 6 N、划痕速率从 0.2 mm/min 到 1.6 mm/min 时，随着载荷及划痕速率增大，划痕摩擦系数、划痕切削深度和划痕宽度等增大，SiC 单晶片塑性变形区域增大，表面更粗糙。低速时摩擦系数较小，在一定程度上会减小划头的磨损速率。不同晶向的划痕材料堆积和凹坑程度不同，沿[$1\bar{1}20$]和[$\bar{1}120$]晶向划痕的摩擦系数、划痕峰高和谷深较小，而沿[$\bar{2}110$]和[$1\bar{2}10$]晶向划痕时较大，前者比后者较易实现塑性域加工。

关键词：碳化硅晶片；划痕速率；晶向；表面形貌
中图分类号：TN305.1　　**文献标志码**：A　　**文章编号**：0454–5648(2021)12–2644–08
网络出版时间：2021–10–29

Effects of Scratch Speed and Crystal Orientation on Scratch Characteristics of 6H-SiC Wafer

ZHANG Yinxia, *HUANG Pengju*, *GAO Wei*
(Henan Key Engineering Laboratory of Anti-Manufacturing Technology, School of Mechanical and Power Engineering, Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

Abstract: Scratch tests were conducted on 6H-SiC single crystal wafers at different speeds and crystal orientations by a micron-/nano-sacle mechanical test system to analyze the friction coefficient, scratch depth of cut and surface three-dimensional morphology of the scratches. The results show that when the static load is 4 N or 6 N and the scratch speed is 0.2−1.6 mm/min, the scratch friction coefficient, scratch cutting depth and scratch width increase with the increases of load and scratch speed, and the plastic deformation area of SiC single crystal sheet increases and the surface becomes rougher. The friction coefficient is lower for low-speed scratching, thus reducing the wear rate of diamond head to some degree. The accumulation and pit degree of scratch materials at different crystal orientations are different. When the scratch crystal orientations are [$1\bar{1}20$] and [$\bar{1}120$], the friction coefficient, peak height and valley depth of scratch morphology are smaller, while the scratches along the [$\bar{2}110$] and [$1\bar{2}10$] crystal orientations are larger. The former is easier to realize plastic removal than the latter.

Keywords: silicon carbide wafer; scratch speed; crystal orientation; surface morphology

SiC 单晶片作为新型第三代半导体材料之一，具有宽禁带、临界击穿电场高、电子迁移率高、热导率好等特性，被广泛应用于光学元件，高功率元器件，发光二极管(LED)芯片等衬底材料[1–2]，然而 SiC 单晶片硬度高，Mohs 硬度 9.2，属于难加工的脆硬性材料，实现高质量的研磨抛光加工比较困难。因此深入研究 SiC 单晶片超精密加工机理对获得高质量的加工表面有着重要的指导意义[3]。

国内外学者认为塑性域加工是抑制硬脆性材料加工过程中产生缺陷的一种有效手段[4–6]。塑性域

收稿日期：2021–01–29。　修订日期：2021–04–15。
基金项目：国家自然科学基金重点项目(U1804254)；河南省自然科学基金(162300410244)；中国博士后科学基金(2015M580635)。
第一作者：张银霞(1974—)，女，博士，副教授。
通信作者：郜 伟(1974—)，男，实验师。

Received date: 2021–01–29.　**Revised date:** 2021–04–15.
First author: ZHANG Yinxia (1974–), female, Ph.D., Associate Professor.
E-mail: zhangyinxia@zzu.edu.cn
Correspondent author: GAO Wei(1974–), male, Experimentalist.
E-mail: gaowei@zzu.edu.cn

加工就是对材料施加一定的外力作用使其产生塑性变形并获得一定形状、尺寸和性能的产品的加工方法，即在材料不产生裂纹或破碎等损伤的情况下进行加工[7]。随着对硬脆性材料加工表面质量要求越来越高，塑性域加工愈发变得重要[8]。李淑娟等[9]分析了单晶 SiC 在研磨过程中的材料去除机理，并建立了塑性模式下材料去除率模型。丁子成等[10]用不同角度和尖端圆弧半径的金刚石刀具对 SiC 单晶片的塑性域加工进行了探究和讨论，发现增大刀具角度有利于塑性域加工。Huang 等[11]用不同的划痕速率对热压 SiC 陶瓷进行了划痕测试，发现划痕速率越大，在塑脆转变位置划痕槽附近的纳米硬度、杨氏模量均随速率增大而增大。Cody 等[12]研究了 4H-SiC 和 6H-SiC 基面的硬度和断裂各向异性，发现[$11\bar{2}0$]和[$10\bar{1}0$]晶向分别是主要和次要解理方向。

目前对沿不同晶向及不同划痕速率条件下 SiC 单晶片的划痕机理的研究较少，缺少不同划痕速率和晶向对 SiC 单晶片形貌的影响研究。本工作采用不同的划痕速率和沿不同晶向对 6H-SiC 单晶片进行了划痕试验，分析了不同划痕参数对划痕切削深度、宽度、摩擦系数及划痕三维形貌的影响规律，为研究 SiC 单晶片精密超精密加工机理提供依据。

1　实验

1.1　划痕试验

样品是由北京天科合达有限公司生产的 2 英寸 6H-SiC 单晶片，表面粗糙度 R_a 小于 1 nm，厚度约 330 μm。将样品切割成 10 mm×10 mm 的正方形片粘在 30 mm×30 mm×5 mm 的长方体石英玻璃块上，用无水酒精超声清洗后吹干至样品表面干净无杂质后进行试验。

划痕试验设备采用美国 NANOVEA 公司的 PB1000 型微纳米力学测试系统，使用微米模块，载荷范围为 0~200 N，载荷分辨率为 3 mN，最大划入深度 300 μm，深度分辨率为 8 nm，划痕速率范围为 0-210 mm/min。划痕试验采用金刚石圆锥划头，锥角为 120°，尖端圆角半径为 200 μm。

不同速率划痕试验在(0001)取向 6H-SiC 单晶片[$11\bar{2}0$]晶向进行，所采用的静载荷为 4 N 和 6 N，划痕速率为 0.2 mm/min，然后依次增大 0.2 mm/min，最大为 1.6 mm/min，共有 8 种划痕速率，划痕长度为 0.8 mm。不同晶向划痕试验将[$11\bar{2}0$]晶向(即 0°方向)作为第一条划痕位置，逆时针每隔 30°沿不同晶向划擦 SiC 单晶片，采用的静载荷为 6 N，划痕速率为 0.2 mm/min，划痕长度为 0.6 mm。(0001)取向 6H-SiC 单晶片及划痕方向示意图如图 1 所示。为了获得可靠的数据，每个划痕参数下重复 5 次划痕试验，并将平均值作为最终值，所有划痕试验均在室温下进行。

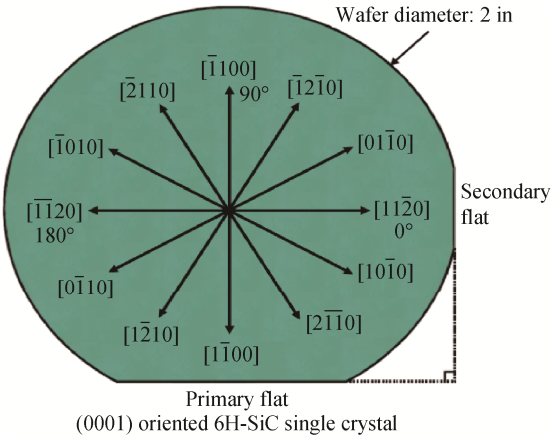


图 1　(0001)取向 6H-SiC 单晶片及划痕方向示意图

Fig. 1　(0001) oriented 6H-SiC single crystal and the schematic diagram of the scratch orientations

1.2　划痕检测

采用 VHX-2000E 型超景深三维显微系统对 SiC 单晶片表面划痕的二维形貌进行检测，高倍率变焦镜头放大倍数 500~5000。采用德国 Bruker Nano inc 公司的 NPFLEX 型三维表面形貌测量系统对 SiC 单晶片表面划痕的三维形貌进行检测。通过微纳米力学测试系统自带的深度传感器和摩擦力传感器对划痕过程中的划痕切削深度和摩擦力进行记录。从宏观到微观对 SiC 单晶片划痕过程中的划痕切削深度和摩擦力以及划痕结束后的形貌、划痕堆积高度进行检测，检测结果取多次试验平均值。

2　结果与讨论

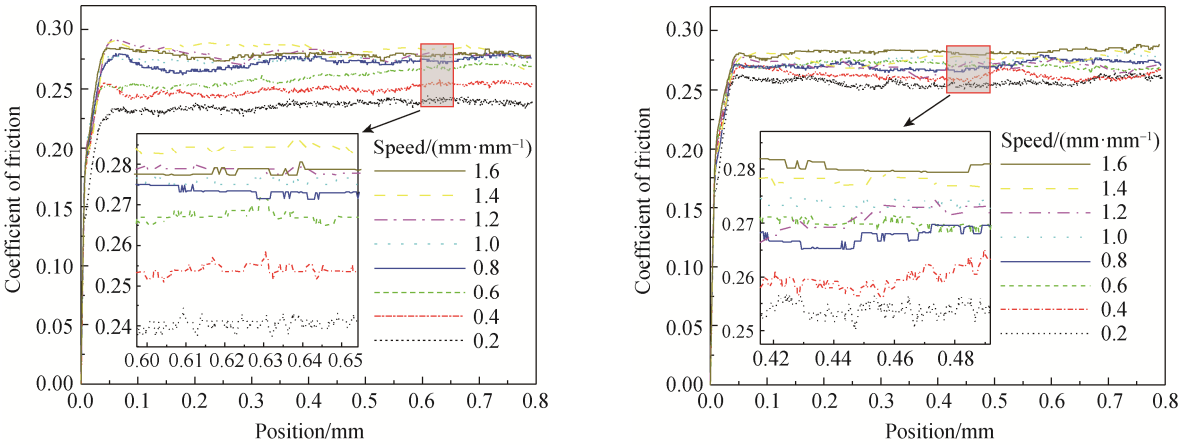
2.1　不同速率时的划痕分析

图 2 为静载荷 4 N 和 6 N 时不同划痕速率下的摩擦系数。图 2a 为(0001)取向 6H-SiC 单晶片[$11\bar{2}0$]晶向静载荷 4 N 时不同划痕速率下的摩擦系数。由图 2a 可知，刚开始划痕时摩擦系数迅速增大，然后很快趋于稳定，这是因为金刚石划头法向载荷加载完成后，在切向恒定速率的作用下，由静止转变为匀速运动，故摩擦力先增大后趋于稳定。从

0.2 mm/min 至 1.6 mm/min 等不同速率条件下，摩擦系数逐渐增大且变化范围为 0.228~0.289。因为随着划痕速率增大，金刚石划头划擦 SiC 单晶片表面单位时间内切削量增多，受到的阻力增大，故摩擦系数增大。

划痕速率 0.2 mm/min 和 0.4 mm/min 的平均摩擦系数分别为 0.236 和 0.249。划痕速率 1.2 mm/min 和 1.4 mm/min 的平均摩擦系数分别为 0.278 和 0.283。低速阶段(此处指速率 0.2 mm/min 到 0.4 mm/min)摩擦系数增幅 5.5%大于高速阶段(速率 1.2 mm/min 到 1.4 mm/min)的摩擦系数增幅 1.8%。当划痕速率大于 0.8 mm/min 时，摩擦系数增大幅度减小。这是因为当划痕速率较大时，单位时间内 SiC 单晶片表面材料切削量较为接近，所受到的摩擦力增大程度变小。

静载荷 6 N 时沿(0001)取向 6H-SiC 单晶片[11$\bar{2}$0]晶向划痕摩擦系数变化如图 2b 所示，其变化趋势与静载荷 4 N 时相似，但当静载荷为 6 N 时，低速条件下同等速率时，其摩擦系数大于 4 N 时的摩擦系数，且低速阶段(速率 0.2 mm/min 到 0.4 mm/min)摩擦系数增幅为 2.3%小于低速阶段 4 N 的增幅。划痕速率从 0.2 mm/min 至 1.6 mm/min 时的摩擦系数变化范围为 0.250~0.288，摩擦系数变化范围比静载荷为 4 N 的更小，这是因为载荷大小不同，受到的摩擦力也不同，而且试验中存在静载荷误差，相对于静载荷更大的 6 N，其影响更小，摩擦系数更稳定。结果表明：低速阶段时摩擦系数较小，在一定程度上会减小划头的磨损速率。



(a) Friction coefficient for different speed scratches at static load 4 N (b) Friction coefficient for different speed scratches at static load 6 N

图 2 静载荷 4 N 和 6 N 时不同划痕速率下的摩擦系数

Fig. 2 Friction coefficient at different scratching speeds for static loads of 4 N and 6 N

图 3 为静载荷 4 N 和 6 N 时划痕切削深度与划痕速率的关系。由图 3 可知，划痕切削深度随着划痕速率增大而增大，这是因为划痕速率增大，相同增加，损伤变大。静载荷为 4 N 和 6 N 时的最大划时间内切削量增大，对 SiC 单晶片造成的材料去除痕切削深度为–1.259 μm 和–1.721 μm。结合图 2 中不同速率对应的摩擦系数，划痕切削深度与摩擦系数变化趋势相同，即划痕速率增大，摩擦系数和划痕切削深度均增大。

图 4 为静载荷 4 N 和 6 N 时划痕的二维形貌。由图 4a~图 4b 可见。静载荷 6 N 时划痕的形貌比 4 N 更容易观察，划痕宽度和切削深度也更大，所以分析划痕速率对 SiC 单晶片划痕形貌的影响时选择静载荷为 6 N。

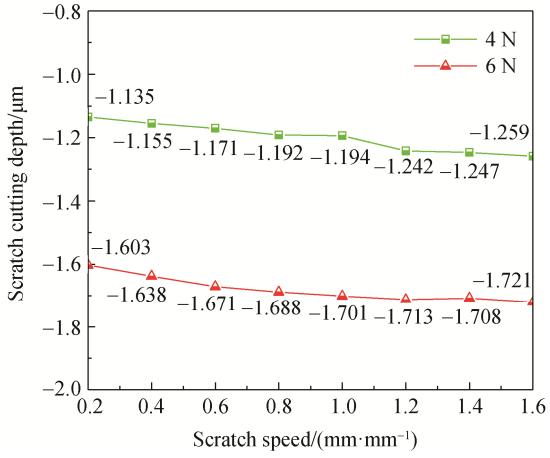
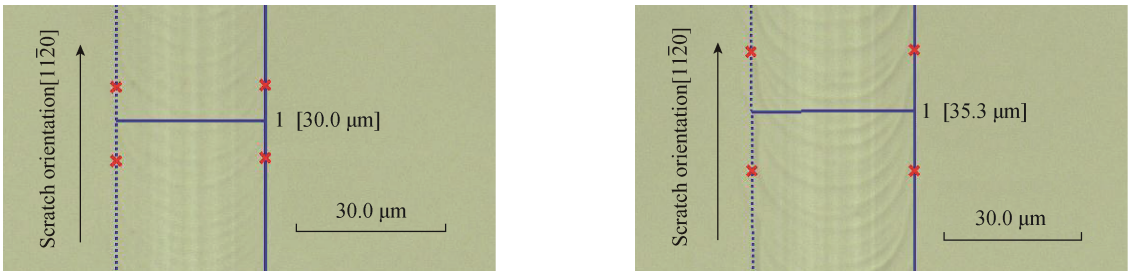


图 3 静载荷 4 N 和 6 N 时不同划痕速率下的划痕切削深度

Fig. 3 Scratch depth of cut at different scratch speeds for static loads of 4 N and 6 N

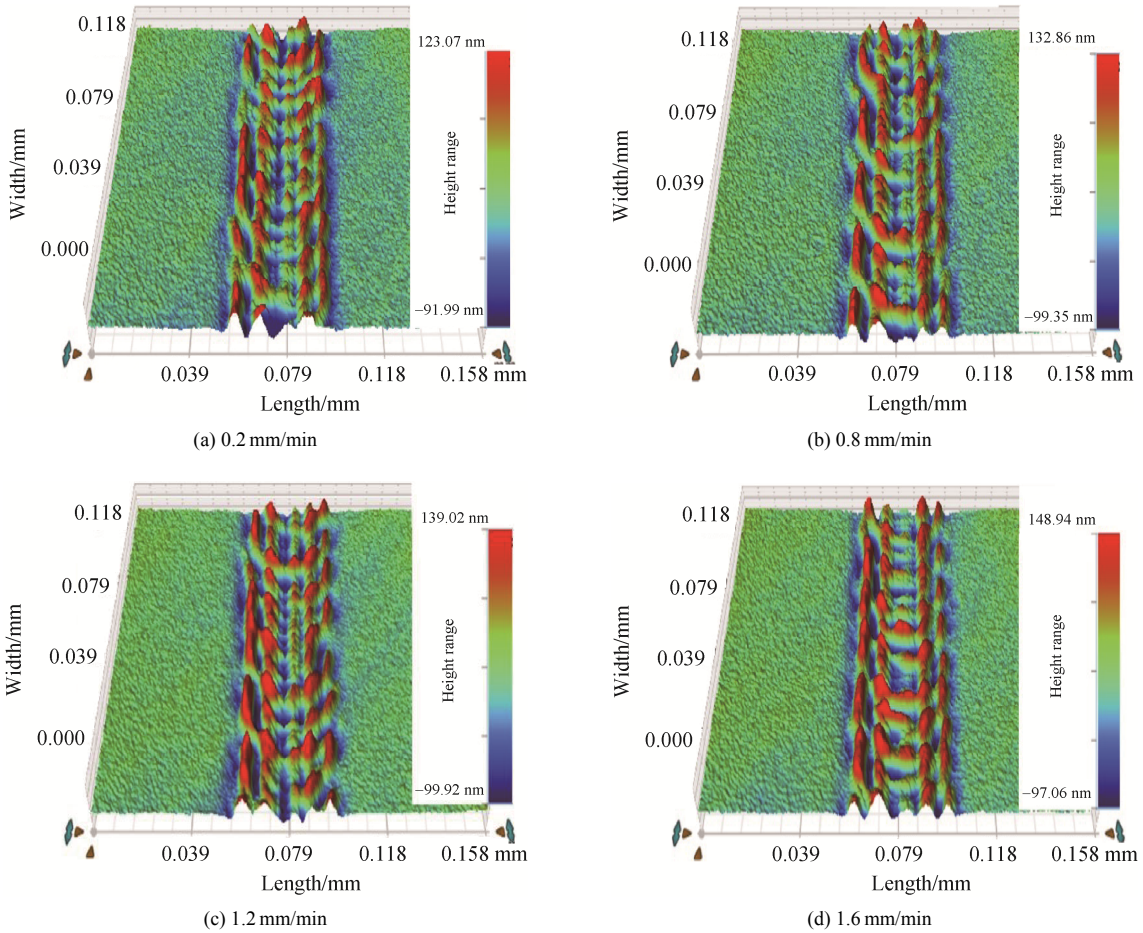


(a) 4 N　　(b) 6 N

图 4　静载荷 4 N 和 6 N 时划痕的二维形貌

Fig. 4　Two-dimensional shape of scratches at static loads of 4 N and 6 N

图 5 为静载荷 6 N 时不同速率划痕的典型三维形貌。由图 5a~图 5d 可见。金刚石划头挤压并划擦 SiC 单晶片表面时，材料开始去除，SiC 单晶片表面产生堆积和凹坑，在超景深显微镜高倍镜下并未观察到裂纹或断裂现象，认为此时材料的去除方式是塑性去除，当划痕速率为 0.2 mm/min 时，划痕三维形貌的堆积和凹坑都较小，最大堆积高度为 123.1 nm，最低凹坑深度为–92.0 nm，表面粗糙度值 R_a 为 13.209 nm。当划痕速率为 1.6 mm/min 时，划痕三维形貌的堆积和凹坑都较大，最大堆积高度为 148.9 nm，最低凹坑深度为–97.1 nm，表面粗糙度值 R_a 为 13.877 nm。随着速率增大 SiC 单晶片表面材料去除增加，表面更粗糙，试验结果表明速率较小时加工表面的粗糙度值更低。



(a) 0.2 mm/min　　(b) 0.8 mm/min

(c) 1.2 mm/min　　(d) 1.6 mm/min

图 5　静载荷 6 N 时不同速率划痕的典型三维形貌

Fig. 5　Typical three-dimensional morphology of scratches with different velocities at a static load of 6 N

图 6 为不同速率下划痕典型的截面轮廓曲线。由图 6 可见，随着划痕速率增大，划痕宽度和材料堆积高度均增大，划痕宽度范围为 39.2~41.7 μm。但划痕峰高(即材料堆积)增大的程度小于划痕宽

度，这是因为所采用的金刚石划头尖端圆角半径较大，速率越快，材料越容易向两侧扩张，划痕速率对划痕三维形貌的影响主要表现在划痕两侧材料的堆积，对竖直方向影响较小。这与杨晓京等[13]探究切削速率对单晶锗脆塑转变的影响中的结论较为一致，即在一定的条件下，适当增大划痕速率会使塑性去除区域增大。而且王亚霁等[14]在研究单晶硅的去除机制时也发现提高划痕速率会增大塑性去除区域。单晶 SiC、单晶硅和单晶锗同为硬脆性材料，该研究表明划痕速率对该类材料塑性域的加工有一定的影响。

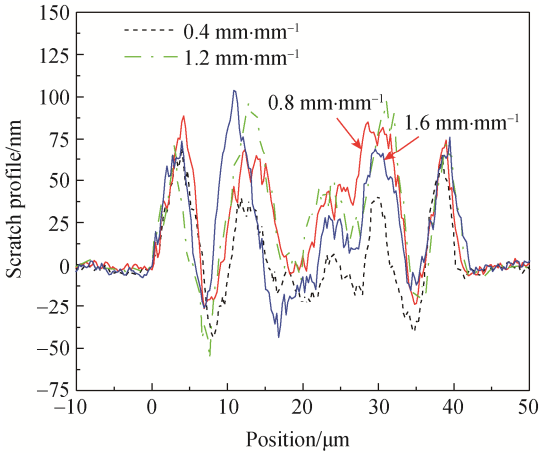


图 6 静载荷 6 N 时不同速率划痕截面轮廓

Fig. 6 Cross-sectional profile of scratch at different speeds under static load of 6 N

不同速率下划痕最大峰高(材料堆积)和谷深(凹坑)变化如图 7 所示，划痕峰高随着速率的增大而增大，划痕峰高的变化范围为 123.1~148.9 nm，而谷深变化范围较小，划痕高度范围(峰高与谷深绝对值

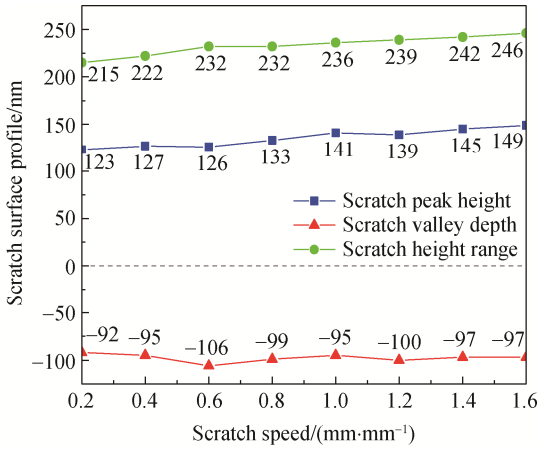


图 7 静载荷 6 N 时不同速率划痕峰高谷深变化

Fig. 7 Variation of peak height and valley depth of scratches with different speeds at static load 6 N

的和)的变化跟划痕峰高的变化趋势基本一致。这是因为随着划痕速率增大，金刚石划头刻划 SiC 单晶片表面使材料堆积变高，SiC 单晶片的损伤增大，而由于载荷一定时，划痕对切削深度的影响小于对宽度的影响，且刻划后的弹性恢复也会使谷深减小。

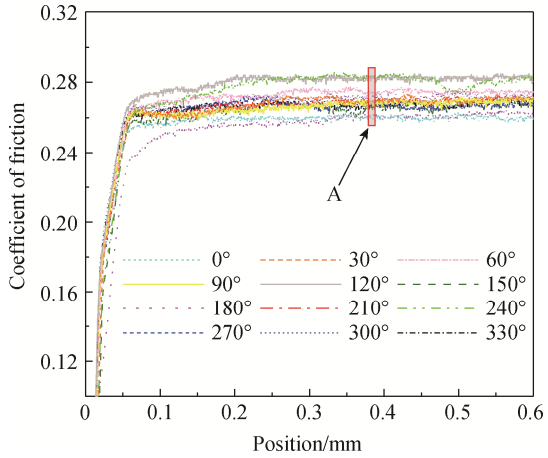
2.2 不同晶向时的划痕分析

图 8 为静载荷 6 N 时不同晶向划痕的摩擦系数和划痕切削深度。由图 8a 可知，沿不同晶向划痕的摩擦系数的范围为 0.252~0.284。由图 8b 和图 8c 可知，当划痕方向为 120°和 240°即$[\bar{2}110]$和$[1\bar{2}10]$晶向的时候，划痕的摩擦系数较大，平均摩擦系数最大值为 0.283。当划痕方向为 0°和 180°即$[11\bar{2}0]$和$[\bar{1}120]$晶向时，划痕的摩擦系数较小，平均摩擦系数最小值为 0.260，较平均摩擦系数最大值减小了 8.1%，说明在该晶向加工在一定程度上能够减少刀具的磨损。Syvaejaervi 等[15]发现碳化硅晶格的原子在$[1\bar{1}00]$方向的排列比$[11\bar{2}0]$方向的紧密，也间接说明了在$[11\bar{2}0]$晶向摩擦系数更低。而其他方向划痕的摩擦系数大小比较接近，这是因为 SiC 单晶片不同晶向原子间排列顺序不同，在划痕试验中受到的摩擦力不同。而且划痕方向从 0°到 150°平均摩擦系数的变化趋势与从 180°到 330°的基本一致，这与王健康等[1]在静载荷 12 N 时不同晶向平均摩擦力变化结论一致，说明在不同的静载荷下，SiC 单晶片不同晶向的平均摩擦系数变化有一定的规律，这是因为 SiC 单晶片具有各向异性和良好的对称性[16–19]。由图 8d 可知，不同晶向划痕切削深度的变化呈上下浮动趋势，划痕切削深度范围为 –1.581~–1.634 μm，摩擦系数较小的晶向其划痕切削深度也较小。

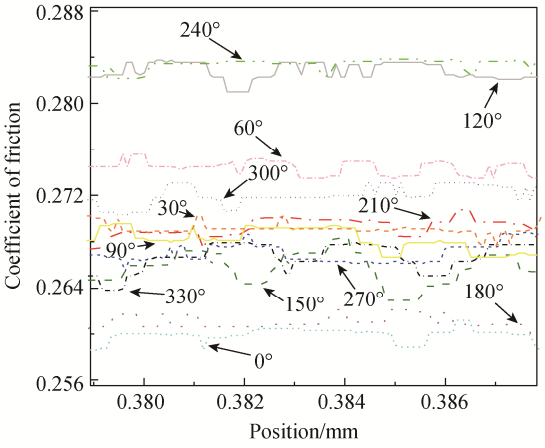
图 9 为静载荷 6 N 时不同晶向划痕形貌。图 10 为静载荷 6 N 时不同晶向划痕典型三维形貌。通过对比不同晶向的划痕形貌可以发现，划痕形貌呈现出一定的各向异性和对称性。

图 11 为静载荷 6 N 时不同晶向划痕的峰高和谷深变化。由图 11 可知，当划痕方向为 0°、30°、180°和 210°即$[11\bar{2}0]$、$[01\bar{1}0]$、$[\bar{1}120]$和$[0\bar{1}10]$晶向时，峰高最小值为 131.0 nm，谷深最小值为–101.0 nm，即 SiC 单晶片表面材料堆积和凹坑较小，SiC 单晶片损伤较小。当划痕方向为 60°、120°、240°和 300°即$[\bar{1}2\bar{1}0]$、$[\bar{2}110]$、$[1\bar{2}10]$和$[2\bar{1}\bar{1}0]$晶向时，最大峰高为 163.0 nm，最大谷深为–142.0 nm，最大轮廓

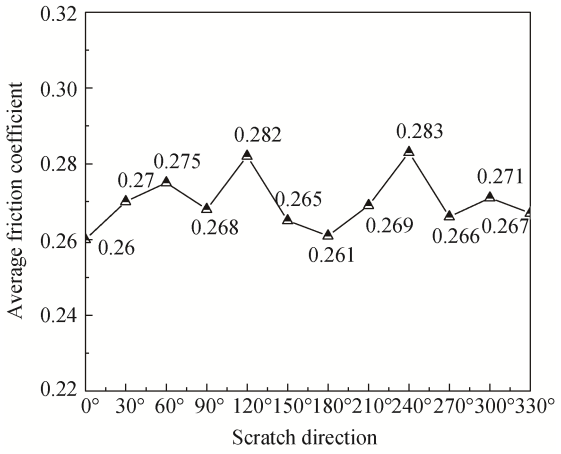
高度为 299.0 nm，即 SiC 单晶片表面材料堆积和凹坑均较大，SiC 单晶片损伤较大，且表面粗糙度也较大。这是因为不同晶向的 Si 原子和 C 原子排列顺序不同，划痕过程中需要破坏 Si 原子和 C 原子之间共价键的数量和角度均不同，所以不同晶向的划痕形貌具有明显的各向异性。



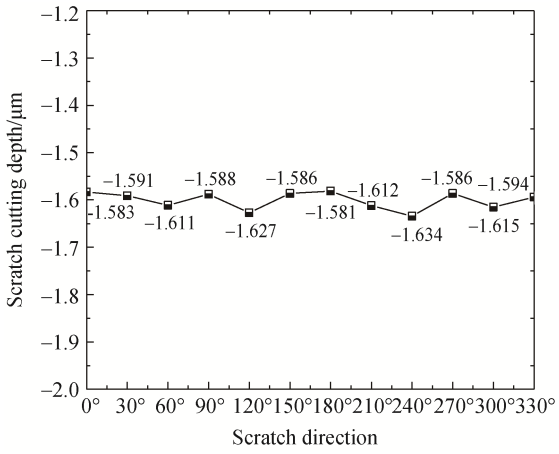
(a) Coefficient of friction in different position



(b) Magnified view of part *A* in Fig.8(a)



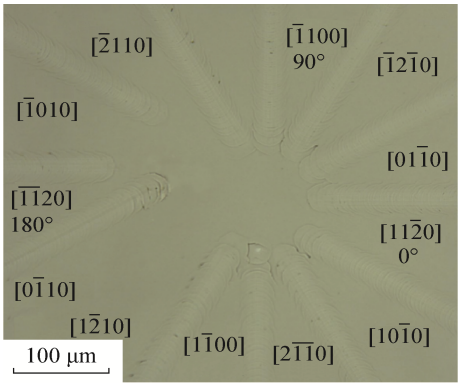
(c) Average coefficient of friction in different direction



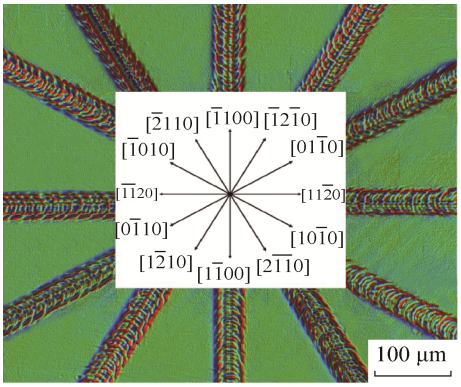
(d) Scratch cutting depth in different direction

图 8　静载荷 6 N 时不同晶向划痕的摩擦系数和划痕切削深度

Fig. 8　Friction coefficient and scratch depth of cut for different crystal orientation scratches at static load 6 N



(a) Two-dimensional morphology of scratches



(b) Three-dimensional morphology of scratches

图 9　静载荷 6 N 时不同晶向划痕形貌

Fig. 9　Morphology of different crystal orientation scratches under the load of 6 N

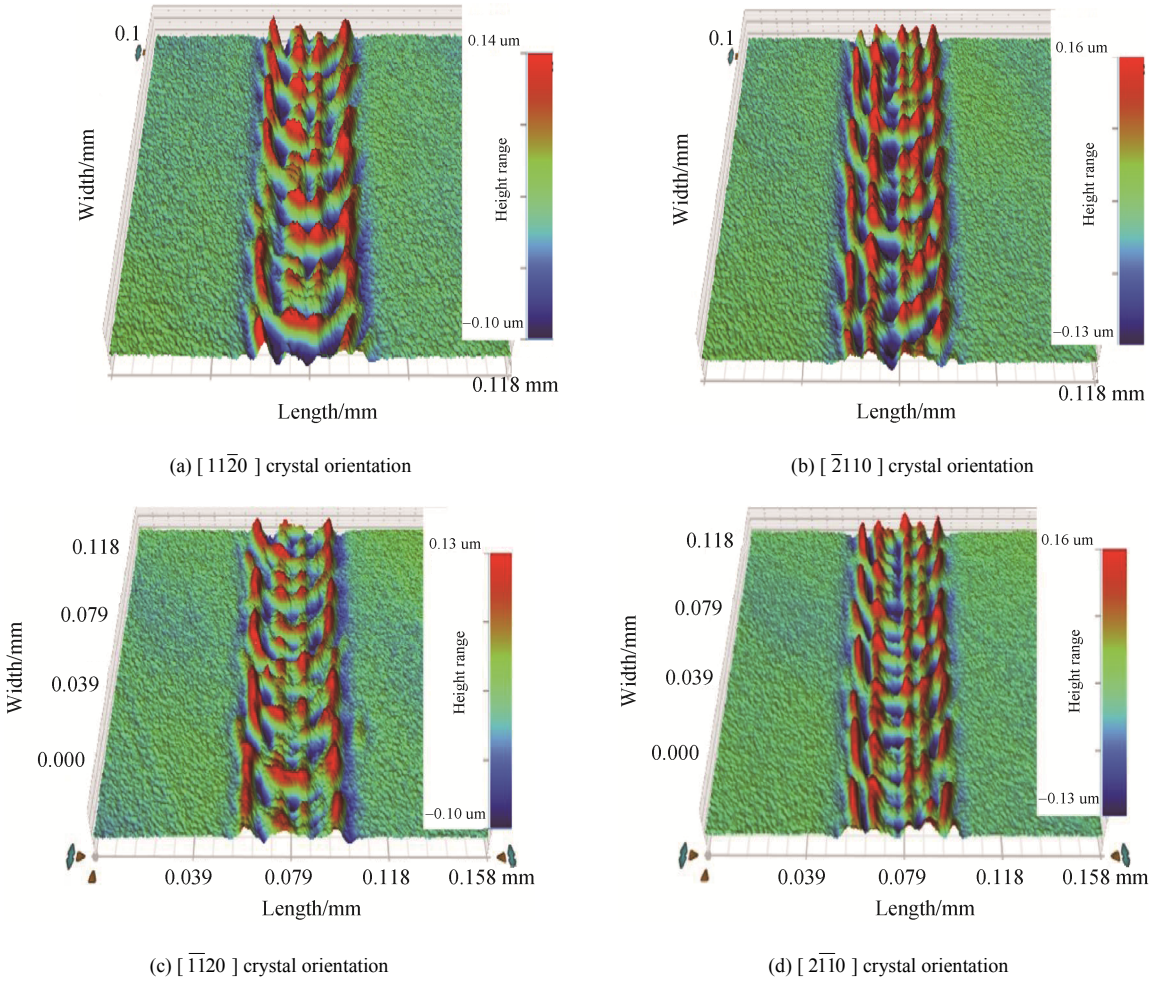


图 10 静载荷 6 N 时不同晶向划痕典型三维形貌

Fig. 10 Typical three-dimensional shape of different crystal orientation scratches under static load of 6 N

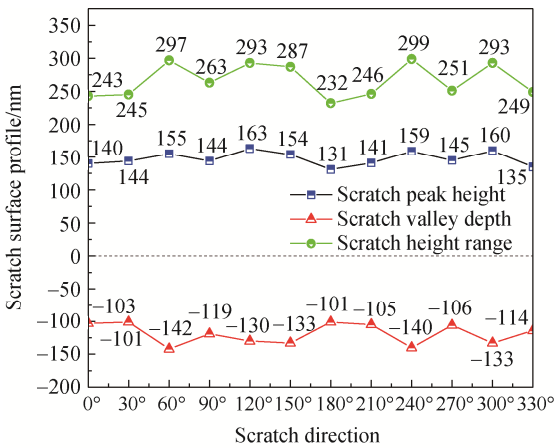


图 11 静载荷 6 N 不同晶向划痕峰高和谷深变化

Fig. 11 Scratch peak and valley of different crystal orientation scratches under static load of 6 N

3 结论

1) 静载荷条件下，随着划痕速率的增大，平均摩擦系数增大，划痕切削深度增大，低速时增大趋势比较明显，较低速率划痕能在一定程度上减少划头的磨损。

2) 随着划痕速率增大，划痕宽度、划痕堆积高度及表面粗糙度均增大。静载荷为 6 N 时，划痕宽度范围为 39.2~41.7 μm，适当增大划痕速率会使塑性变形区域增加。

3) 静载荷为 6 N 时不同晶向划痕摩擦系数变化范围为 0.252~0.284，划痕切削深度范围为–1.581~–1.634 μm，划痕结果表明 SiC 单晶片有明显的各向异性和对称性。

4) 不同晶向划痕的材料堆积和凹坑程度不同，沿[$\bar{1}$120]和[11$\bar{2}$0]晶向划痕的摩擦系数、划痕峰高和谷深比沿[$\bar{2}$110]和[1$\bar{2}$10]晶向划痕时要小，相对较易实现塑性域加工。

参考文献:

[1] 王健康. 基于压/划痕技术的 SiC 单晶片损伤机理研究[D]. 郑州: 郑州大学, 2019.

WANG Jiankang. Study on the damage mechanism of SiC single wafer based on indenter/scratch technique (in Chinese, dissertation). Zhengzhou: Zhengzhou University, 2019.

[2] 杨乐乐. SiC 晶片研磨加工表面损伤层检测研究[D]. 郑州: 郑州大学, 2013.
YANG Lele. Damage detection research on the surface layer of the lapped SiC wafer (in Chinese, dissertation). Zhengzhou: Zhengzhou University, 2013.

[3] 张银霞, 黄鹏举, 郜伟. 基于不同纳米划痕顺序的 6H–SiC 单晶片材料去除机理研究[J]. 金刚石与磨料磨具工程, 2021, 41(8): 92–97.
ZHANG Yinxia, HUANG Pengju, GAO Wei. Diamond Abras Eng (in Chinese), 2021, 41(8): 92–97.

[4] BIFANO T G, DOW T A, SCATTEGOOD R O. Ductile-regime grinding: a new technology for machining brittle materials [J]. J Eng Ind, 1991, 113(2): 184–189.

[5] ONG N S, VENKATSH V C. Semi-ductile grinding and polishing of pyrex glass [J]. J Mater Process Technol, 1998, 83(1): 261–266.

[6] SINHOFF V, KONIG W. Generative precision grinding of optical glass [J]. CIRP Annals, 1998, 47(1): 253–258.

[7] 崔丹, 李淑娟. 硬脆材料塑性区域加工研究综述[J]. 兵器材料科学与工程, 2014, 37(1): 125–132.
CUI Dan, LI Shujuan. Ordnance Mater Sci Eng (in Chinese), 2014, 37(1): 125–132.

[8] 周海, 宋放, 韦嘉辉, 等. 氧化镓晶体不同晶面的纳米力学性能[J]. 硅酸盐学报, 2020, 48(1): 135–139.
ZHOU Hai, SONG Fang, WEI Jiahui, et al. J Chin Ceram Soc, 2020, 48(1): 135–139.

[9] 李淑娟, 胡海明, 李言, 等. SiC 单晶片研磨机理及试验[J]. 人工晶体学报, 2013, 42(10): 2065–2070.
LI Shujuan, HU Haiming, LI Yan, et al. J Synth Cryst (in Chinese), 2013, 42(10): 2065–2070.

[10] 丁子成, 李淑娟, 李梓, 等. SiC 单晶刻划过程的脆塑性转变特征研究[J]. 人工晶体学报, 2016, 45(11): 2614–2625.
DING Zicheng, LI Shujuan, LI Zi, et al. J Synth Cryst (in Chinese), 2016, 45(11): 2614–2625.

[11] HUANG P, ZHANG J. Strain rate effect on the ductile brittle transition in grinding hot pressed SiC ceramics [J]. Micromachines, 2020, 11(6): 1–15.

[12] CODY, KUNKA, ALISON, et al. Interaction of indentation-induced cracks on single-crystal silicon carbide [J]. J Am Ceram Soc, 2015, 98(6): 1891–1897.

[13] 杨晓京, 刘浩, 赵彪, 等. 切削速率对单晶锗脆塑转变的影响[J]. 宇航材料工艺, 2018, 48(4): 80–84.
YANG Xiaojing, LIU Hao, ZHAO Biao, et al. Aerosp Mater Technol (in Chinese), 2018, 48(4): 80–84.

[14] 王亚霁, 墨洪磊, 孙玉利, 等. 基于微米划痕实验的单晶硅去除机制研究[J]. 硅酸盐学报, 2019, 47(10): 1509–1514.
WANG Yaji, MO Honglei, SUN Yuli, et al. J Chin Ceram Soc, 2019, 47(10): 1509–1514.

[15] SYVAEJAERVI M, YAKIMOVA R, JANZEN E. Cross-sectional cleavages of SiC for evaluation of epitaxial layers [J]. J Cryst Growth, 2000, 208(1): 409–415.

[16] 张银霞, 王健康, 郜伟, 等. 6H-SiC 单晶片划痕形貌与残余应力研究[J]. 硅酸盐学报, 2019, 47(7): 964–971.
ZHANG Yinxia, WANG Jiankang, GAO Wei, et al. J Chin Ceram Soc, 2019, 47(7): 964–971.

[17] PRASAD K E, RAMESH K T. Hardness and mechanical anisotropy of hexagonal SiC single crystal polytypes [J]. J Alloy Compd, 2019, 770: 158–165.

[18] SADANAGA R, OHSUMI K, MATSUMOTO T. On the diffraction enhancement of symmetry in SiC [J]. Proc Jpn Acad, 1973, 49(10): 816–819.

[19] PETRENKO T T, PETRENKO T L, VY BRATUS', et al. Symmetry, spin state and hyperfine parameters of vacancies in cubic SiC [J]. Appl Surf Sci, 2001, 184(1): 273–277.